



Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage Inco 718

Franck Alexandre

► To cite this version:

Franck Alexandre. Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage Inco 718. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. Français. NNT: . tel-00161472

HAL Id: tel-00161472

<https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-00161472>

Submitted on 10 Jul 2007

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



ECOLE DES MINES
DE PARIS

Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

□□□□□□□□□□

THESE

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité «Sciences et Génie des Matériaux»

présentée et soutenue publiquement

par

Franck ALEXANDRE

le 12 Mars 2004

<p>ASPECTS PROBABILISTES ET MICROSTRUCTURAUX DE L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE DANS L'ALLIAGE INCO 718</p>

Jury

Président :	J. PETIT	ENSMA
Rapporteurs :	M. CLAVEL B. FEDELICH	Ecole Centrale de Paris BAM
Examineurs :	M. FIVEL J. Y. GUEDOU	GP2M SNECMA Moteurs
Invités :	S. DEYBER R. PIQUES B. SUDRET	SNECMA Moteurs Ecole des Mines de Paris EDF, Renardières
Directeur de thèse :	A. PINEAU	Ecole des Mines de Paris

AVANT PROPOS

Je me souviens de cette fin de journée de septembre où pour la première fois, j'ai rencontré André Pineau. Suite à un report de financement, un nouveau sujet de thèse m'était proposé par Roland Piques. Après m'avoir présenté succinctement ce sujet de thèse, nous nous sommes dirigés vers ce bureau que je connais maintenant si bien. Là, un certain « stagiaire à l'Ecole des Mines » m'a, après de rapides présentations, posé une question : « Etes-vous un bosseur ? ». Dans un mélange de timidité et je l'espère de modestie, je n'ai su que répondre à cette question. Après plus de trois ans de thèse dirigée par ce stagiaire si méconnu, j'espère que mes actes ont répondu à cette question, car si elle m'était posée à nouveau, je serais probablement encore dans le même embarras. Je tiens donc à remercier André Pineau qui m'a fait confiance ce jour là. Par la suite, je n'ai pu qu'apprécier la qualité de son encadrement et la façon dont il motive ses thésards.

Le « turn over » dans toutes les grosses entreprises est souvent perçu comme un fléau par les laboratoires. Pour ma part, c'est ainsi que Stéphane Deyber a repris le suivi de cette thèse. Pour décrire le travail de thèse avec Stéphane, c'est justement le terme AVEC qui a le plus d'importance. C'est agréable et aussi motivant de travailler avec et non pour quelqu'un. Comme me l'a dit une autre personne du centre « Stéphane c'est un super », merci pour ton aide.

Pendant cette thèse, j'ai pu collaborer avec de nombreuses personnes ; c'est sans doute l'intérêt des réseaux. Je voulais donc remercier Marc Fivel et Christian Robertson pour la pédagogie dont ils ont fait preuve à chacune des réunions du réseau FAMICRO. J'ai ainsi appris de nombreuses choses à leur contact. Merci aussi aux nombreux interlocuteurs SNECMA Moteurs avec qui j'ai eu l'occasion de travailler. Tout d'abord, Jean-Yves Guedou qui a toujours été disponible et a enrichi de sa présence les nombreuses grandes messes SNECMA qui parfois auraient été bien vides sans lui, merci aussi de sa réactivité lors de la relecture des articles et du manuscrit. J'ai aussi beaucoup apprécié les échanges lors des réunions ICARE réalisées à Gennevilliers. Ces réunions m'ont souvent aidé à prendre du recul par rapport à mon sujet, merci de m'y avoir accepté. Merci à toutes ces personnes de SNECMA Moteurs qui m'ont aidé durant ces trois années.

Merci à Roland qui est à l'origine de ma venue au Centre Des Matériaux avec qui j'ai passé de bons moments. Merci aussi à Jean-Pierre Trottier, directeur du Centre Des Matériaux de m'avoir accueilli.

Je tiens à remercier les nombreux membres de mon jury. Bernard Fedelich pour avoir accepté de rapporter ce travail et pour la qualité de sa relecture. On ne peut pas faire une thèse sur la fatigue et l'alliage 718 sans un jour ou l'autre croiser la thèse de Michel Clavel. Je suis donc heureux qu'il ait aussi accepté la tâche de rapporteur. Merci aussi à Jean Petit d'avoir accepté de présider ce jury et pour cette matinée passée à Poitiers à discuter de fatigue. Merci à Bruno Sudret pour sa relecture attentive de ce manuscrit et ses remarques pertinentes concernant les aspects probabilistes.

Quand je suis arrivé au centre, deux personnes, un peu mes parents du CDM, m'ont fait profiter de leurs expériences. Ils ont toujours trouvé du temps pour moi alors que la période de rédaction n'est pas forcément celle où le thésard est le plus disponible, merci Virginie et Sylvain pour votre aide.

J'ai pris beaucoup de plaisir à travailler sur les machines et découvrir à force de patience bon nombre de leurs recoins. Dompter ces MTS n'est pas chose facile et c'est sans doute ça qui est passionnant. Ce plaisir n'aurait sans doute pas été aussi grand si Renato ne m'avait pas transmis cette passion. Je ne peux que penser aux bons moments passés avec lui et Bruno du côté de la Jacottet.

Pour réaliser les essais dont il est question plus loin, il faut bien évidemment des éprouvettes et parfois des montages. J'ai toujours trouvé à l'atelier des personnes prêtes à rendre service, merci Jojo, Christophe, Jean-Pierre, Jean Louis, James et Antoine de votre aide.

Changer une résistance, équilibrer un pont de jauges, fabriquer une alimentation ou un nouveau câble, c'est ce que j'ai demandé à de nombreuses reprises à Jo et Alain. Il m'ont toujours aidé et cela dans la bonne humeur.

On ne peut pas raisonnablement faire une thèse au Centre Des Matériaux sans un jour ou l'autre être confronté à ce célèbre Zébulon. Pour ma part, à chaque fois que j'ai entrepris un tour de manège enchanté, j'ai toujours trouvé quelqu'un pour me guider, merci Sylvain, Benoît et Bruno.

Lorsqu'il vous prend l'idée farfelue d'entreprendre un comptage des fissures, c'est toujours agréable de trouver des personnes prêtes à vous aider dans ce travail de fourmis. Maria et Anne ont répondu présentes à chaque fois. J'accepte donc ma part de responsabilité dans la perte de quelques dixièmes que ma folie aurait pu leur causer, merci de ce sacrifice.

Entre les vidanges, changement de pompe et réflexion de moteur, je garde de très bons souvenirs du travail avec Jérôme.

Je souhaite remercier mais surtout souhaiter tous mes vœux de bonheur à Mel C et Michael, je me souviendrais longtemps de cette soirée passée à Orléans avec Emmanuelle et Franck. En écrivant ces quelques lignes, j'en rigole encore....

Mais aussi les deux autres Franck avec qui j'ai passé de bons moments. Pour le plus grand des deux, je me souviendrais de ce marathon de Paris. Nous avons basé cette épreuve sur une longue nuit d'entraînement pré-marathon. Pour Pika, c'est quelqu'un qui m'a beaucoup aidé notamment en programmant le modèle de coalescence. Je regrette de n'avoir pas pu me dégager de cette pression des derniers instants et qu'il en ait ainsi subi des résidus. Je garde de vous deux beaucoup de souvenirs notamment de ce fameux week-end de ski.

Un petit clin d'œil à Alex et Charlotte pour la bonne humeur qu'elles véhiculent au bocal. Il est important pour moi de continuer à entretenir cet aquarium qui est pour moi le cœur de l'équipe MM.

Merci à Véro, Liliane, Jacques et Anne-Françoise pour l'aide qu'ils m'ont apportée.

Au Centre Des Matériaux, bon nombres de thésards travaillent ou ont travaillé sur la fatigue. Les longues soirées que j'ai passées avec Bruno à refaire le monde aidé de quelques verres m'ont aussi permis de découvrir ce qu'est la fatigue. Il fait parti de ces personnes rares qui tout comme Quentin ont le don de me redonner le moral lorsqu'il est au plus bas, merci à vous deux.

Je tiens aussi à remercier Andreï et Asmahana avec qui j'ai partagé ce bureau réputé si ordonné. En quelque temps, ils ont pu prendre goût au chaos ou tout au moins apprendre à le supporter, merci donc de votre aide et patience. Bien évidemment, je ne peux évoquer ce bureau sans parler de la tolérance ou peut être résignation de Mme Cardoso ainsi que du CHSCT.

Rahan et Goub qui, malgré leurs passages rapides au centre, m'ont laissé bon nombre de souvenirs. Merci aux nombreux autres Thésards, Masters et permanents que je ne m'aventurerais pas à citer de peur d'en oublier.

Je tiens aussi à remercier particulièrement mes parents pour m'avoir tout au long de mes études laissé faire mes choix et des efforts qu'ils ont fait pour me permettre d'en arriver là. Merci aussi à ma sœur qui a supporté mes fluctuations d'humeur lors de la difficile période de fin de rédaction. Je voudrais particulièrement remercier ma grand mère qui m'a toujours ouvert sa porte à chaque fois que mes études m'ont amené en Îles de France, que de bons moments partagés au 3 rue Charles Forest où il fait si bon vivre.....

Merci à Julie, dont je tairais le surnom, pour les relectures de ce manuscrit et beaucoup d'autres choses. Tu as toujours été là pour m'aider à chaque fois que tu le pouvais. Par tes efforts, tu m'as rendu la vie plus facile dans cette dernière ligne droite, ce qui m'a sans doute permis d'aller au bout sans y laisser toute ma santé mentale.

En plus de trois ans, beaucoup de choses peuvent arriver. Un bon nombre d'événements sont venus ponctuer cette thèse, je ne peux donc clôturer ce manuscrit sans les évoquer. Tout d'abord, la première réunion FAMICRO qui s'est déroulée un certain 11 septembre au Centre Des Matériaux. Cette thèse a conduit à l'arrivée dans ma vie de Julie, depuis maintenant presque deux ans. Trois ans c'est aussi des départs, en fin de première année, Bruno Brethes qui suivait cette étude décidait de quitter SNECMA. En fin de deuxième, Roland Piques retournait à ces premiers amours, l'enseignement. Deux autres départs sont pour moi beaucoup plus douloureux. En écrivant ces dernières lignes, je pense donc très fort à eux. Je dédie donc ce travail à mon grand père qui n'a pu en voir la fin en espérant qu'il aurait été fière de moi....

Pour conclure, après plus de 3 années passées à l'étude de l'endommagement par fatigue, la citation la plus caractéristique de ce qu'est la fin de thèse et de ce que j'y ai appris est pour moi :

« *Commi sentir venir la fatigua* »

Les bronzés font du ski, film français (1979)

Scénaristes : Gérard Jugnot, Thierry Lhermitte, Christian Clavier, Patrice Leconte

Introduction de l'étude

CONTEXTE DE L'ETUDE	9
OBJET DE L'ETUDE	12
DEMARCHE DE L'ETUDE.....	14

Partie A:

Propriétés microstructurales – Comportement mécanique et endommagement par fatigue

PROPRIETES MICROSTRUCTURALES EN RELATION AVEC L'ELABORATION	18
2.1. COMPOSITION ET METALLURGIE DE L'ALLIAGE 718	18
2.2. INFLUENCE DES AUTRES ELEMENTS D'ADDITION	23
2.3. ELABORATION DE L'ALLIAGE :	25
2.4. MISE EN FORME DE L'ALLIAGE 718	26
BIBLIOGRAPHIE	30
COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718	33
3.1. TRACTION	33
3.2. FLUAGE	35
3.3. FATIGUE	38
3.3.1. <i>Comportement</i>	38
3.1.2. <i>Durée de vie</i>	40
3.1.3. <i>Amorçage des fissures en fatigue dans l'alliage 718</i>	43
3.1.3.1. Amorçage en stade I	44
3.1.1.2. Amorçage sur particules	45
3.1.4. <i>Propagation</i>	47
3.1.4.1. Propagation de grandes fissures	47
3.1.1.2. Propagation de petites fissures	53
BIBLIOGRAPHIE	60
MECANISMES ET MODELES DE FATIGUE	64
4.1. L'AMORÇAGE	64
4.1.1. <i>Amorçage en Stade I</i>	64
4.1.1.1. Observation et mécanismes d'amorçage en Stade I	64
4.1.1.2. Modèles d'amorçage en Stade I	66
4.1.2. <i>Amorçage sur Hétérogénéités</i>	70
4.1.2.1. Observation et mécanismes d'amorçage sur hétérogénéités	70
4.1.1.2. Modèles d'amorçage sur hétérogénéités	73
4.2. MODELES DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES	73
4.3. MODELE DE DUREE DE VIE	75
4.3.1. <i>Modèle déterministe</i>	75
4.1.2. <i>Modèle probabiliste</i>	77
4.4. COALESCENCE DE FISSURES	81
BIBLIOGRAPHIE	87

Partie B:

Matériau, procédures et résultats expérimentaux

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES	93
5.1. MICROSTRUCTURE DU MATERIAU DE L'ETUDE.....	93
5.1.1. Microstructure du disque de turbine étudié	93
5.1.2. Analyse de la répartition des particules.....	94
5.1.1.1. Homogénéisation des images et seuillage.....	95
5.1.1.2. Analyse de l'image binaire et méthode d'analyse des amas.....	96
5.1.1.3. Caractérisation des amas.....	99
5.1.3. Traitement Thermique de grossissement de grain.....	100
5.2. ESSAIS PRELIMINAIRES	102
5.2.1. Essais d'oxydation statique.....	102
5.2.2. Cartographie des hétérogénéités.....	103
5.3. TRACTION.....	104
5.3.1. Traction in-situ.....	104
5.3.2. Traction à chaud	105
5.4. FATIGUE	106
5.4.1. Essais de comportement.....	108
5.1.2. Essais de durée de vie	109
5.1.3. Essais de propagation	111
5.1.4. Essais d'interaction de fissures.....	114
BIBLIOGRAPHIE.....	116
RESULTATS EXPERIMENTAUX – ESSAIS MECANQUES ET OBSERVATIONS	118
6.1. DESCRIPTION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU DISQUE :	118
6.1.1. Comportement en traction.....	118
6.1.1.1. Essais à température ambiante.....	118
6.1.1.2. Essais de traction à chaud :	119
6.1.2. Comportement en fatigue	120
6.2. DESCRIPTION DES MECANISMES D'AMORÇAGE :	124
6.2.1. Effet d'une Oxydation statique :	124
6.2.2. Présentation des différents sites d'amorçage.....	127
6.1.3. Cinétique et mécanisme d'amorçage sur particules.....	130
6.3. DUREE DE VIE	133
6.4. PROPAGATION.....	139
6.4.1. Fractographie	139
6.4.1.1. Effet de la taille de grain.....	139
6.1.1.2. Sous vide.....	141
6.1.1.3. Effet de fréquence et de la température sur alliage DA.....	141
6.1.2. Mesures de vitesses de Propagation sur répliques.....	142
6.1.3. Mesures de vitesses de propagation à l'aide d'un microscope à grande distance focale (Questar) :	145
6.1.4. Interactions entre fissures	148
6.1.4.1. Fissures colinéaires.....	148

Sommaire

6.1.1.2. Fissures superposées.....	151
BIBLIOGRAPHIE.....	154

Partie C : Simulation

MODELE DETERMINISTE	157
7.1. AMORÇAGE.....	157
7.1.1. Amorçage en Stade I :	158
7.1.2. Amorçage sur particules	158
7.1.3. Critère de transition & prédiction de durée de vie	159
7.2. RESULTATS DU MODELE.....	161
7.2.1. Paramètres du modèle.....	161
7.1.2. Effet de la taille de grain.....	162
7.1.3. Cas de l'alliage DA.....	163
BIBLIOGRAPHIE.....	167
MODELE PROBABILISTE	168
MODELE PROBABILISTE	169
8.1. AMORÇAGE SUR PARTICULES.....	169
8.1.1. Probabilité de rupture des particules :	169
8.1.2. Taille des particules :	171
8.2. SIMULATION PROBABILISTE SANS COALESCENCE.....	174
8.3. SIMULATION 2D DE LA COALESCENCE	181
8.1.1. Simulation de la répartition des carbures dans l'alliage 718 :	181
8.1.2. Modèle de coalescence :	184
8.1.3. Résultats du modèle.....	186
8.1.1.1. Effet d'échelle :	186
8.1.1.2. Effet du fibrage :	189
BIBLIOGRAPHIE.....	195

Partie D :

Discussion – Conclusions - Perspectives

DISCUSSION	197
9.1. EFFETS D'ENTAILLE	197
9.1.1. <i>Chargement en surface :</i>	197
9.1.2. <i>Profil de contrainte au premier quart de cycle</i>	200
9.1.3. <i>Courbes cycliques stabilisées</i>	203
9.2. CRITERE D'AMORÇAGE 3D	205
9.3. PROPAGATION	207
9.1.1. <i>Propagation paramétrée à l'aide du facteur d'intensité des contraintes, ΔK</i>	207
9.1.1.1. Cas d'une fissure unique	207
9.1.1.2. Cas de la coalescence de fissures colinéaires	211
9.1.1.3. Cas de l'effet d'écran	212
9.1.2. <i>Prise en compte du rapport de chargement</i>	213
9.4. METHODE PROPOSEE POUR LE TRAITEMENT D'UNE STRUCTURE REELLE	213
9.1.1. <i>Amorçage sur particules</i>	214
9.1.2. <i>Amorçage en Stade I</i>	216
9.1.3. <i>Propagation dans les premiers éléments</i>	216
9.1.4. <i>Méthode de calcul pour un disque de turbine :</i>	218
BIBLIOGRAPHIE	222
CONCLUSIONS	223
PERSPECTIVES	227

Annexes

ANNEXE 1 : TABLES DES EPROUVETTES ET DES PRINCIPAUX RESULTATS.....	230
ANNEXE 2 : ANALYSE D'IMAGE	234
ANNEXE 3 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN TRACTION	240
ANNEXE 4 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN FATIGUE	243
ANNEXE 5 : ESSAIS DE DUREE DE VIE EN FATIGUE	250
ANNEXE 6 : TABLES DES MESURES EXPERIMENTALES SUR REPLIQUES ET HISTOGRAMMES DE POPULATION DE FISSURES	252
ANNEXE 7 : EXTENSIONS DU MODELE D'INTERACTION DE FISSURES	257
ANNEXE 8 : ETUDE PARAMETRIQUE DE L'EFFET DE LA VITESSE DE PROPAGATION INTERNE SUR LES RESULTATS DU MODELE PROBABILISTE	259
ANNEXE 9 : CALCUL DE ΔK EQUIVALENT APPLIQUE LORS DES ESSAIS DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES	261
ANNEXE 10 : LOIS DE COMPORTEMENT	268

Introduction de l'étude

CONTEXTE DE L'ETUDE	9
OBJET DE L'ETUDE	12
DEMARCHE DE L'ETUDE.....	14

CONTEXTE DE L'ETUDE

La conception d'ensembles aussi complexes qu'un moteur aéronautique moderne fait appel à un grand nombre de compétences. Pour ce qui est du domaine de la mécanique des matériaux, plusieurs familles de matériaux sont utilisées. En se limitant aux alliages métalliques, on peut citer en allant des températures les plus basses vers les plus hautes:

- ❑ Les alliages de titane utilisés pour la partie Fan et une partie des compresseurs dont la température est inférieure à 550°C (TA6V ; Ti 6242 ou Ti17).
- ❑ Les alliages à base nickel polycristallins forgés ou élaborés par métallurgie des poudres (ex :Waspaloy, Inco 718, N18), utilisés lorsque la température est comprise entre 450°C et 700°C, c'est à dire pour la partie Haute Pression du compresseur (disques, aubes, carters) et la turbine (disques et certaines aubes).
- ❑ Les superalliages à base cobalt utilisés pour les chambres de combustion.
- ❑ Les superalliages base nickel monocristallins pour aubes de turbines (ex : AM1) qui sont revêtus de barrières thermiques. Pour ces composants, la température atteinte est comprise entre 650°C au pied d'aube et plus de 1000°C au niveau de la pale. Dans ce cas, la partie pale qui est soumise à la plus haute température et à des contraintes plus faibles est sollicitée en fluage principalement. Le pied de fixation est plutôt sollicité en fatigue.

La **figure 1** présente une coupe schématique d'un moteur CFM56 et situe la position de ces différents modules.

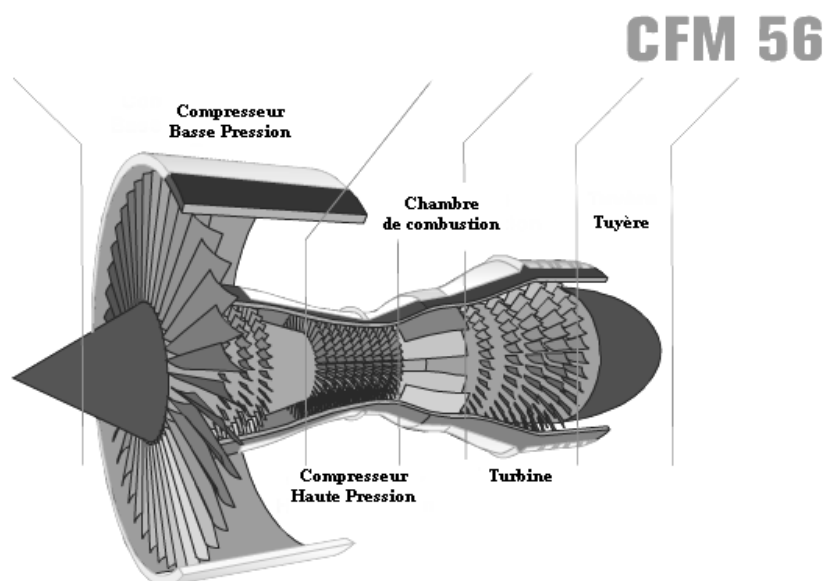


Figure 1: Coupe schématique d'un turboréacteur CFM56.

La **figure 2** présente, quant à elle, les différents étages d'un compresseur haute pression d'un moteur CFM56.



Figure 2: Partie compresseur d'un turboréacteur CFM56.

Pour leurs bonnes propriétés mécaniques et leur résistance à l'oxydation, les superalliages à base nickel sont utilisés pour la fabrication de turbines terrestres et aéronautiques. L'augmentation du rendement de ces turbines passe par l'augmentation des températures de fonctionnement. La **figure 3** présente l'évolution des températures des gaz d'entrée de turbines entre 1940 et 2000. Il est à noter que, dès les années 70, cette température atteignait la température de fusion des alliages utilisés pour la fabrication des aubes. Pour les applications à ces hautes températures le refroidissement des pièces et l'utilisation de barrières thermiques sont indispensables. Trois principaux mécanismes de ruine sont présents : l'oxydation et le fluage (pour les plus hautes températures) et la fatigue (pour les plus basses).

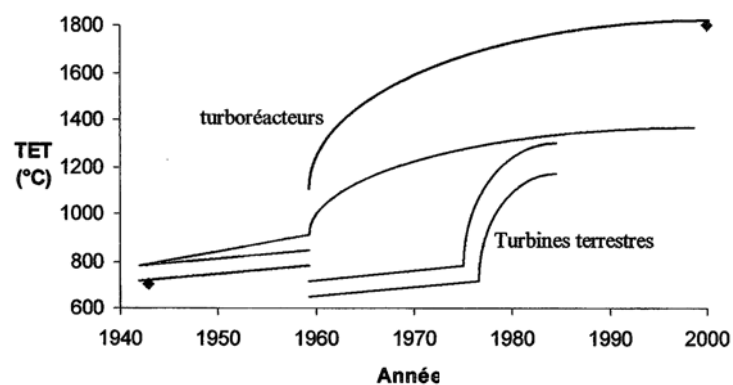


Figure 3: Evolution des températures d'entrée de gaz pour les turbines terrestres et aéronautiques entre 1940 et 2000.

Les disques de turbines sont, quant à eux, soumis à des températures bien inférieures (entre 450 et 650°C pour le moteur CFM 56). A ces températures, l'endommagement en fatigue est prépondérant et constitue un des points critiques du dimensionnement des pièces. La **figure 4** présente les domaines d'utilisation des différentes familles d'alliages. On peut noter la très bonne position des alliages à base nickel possédant à la fois une bonne résistance à l'oxydation et de bonnes propriétés mécaniques à haute température.

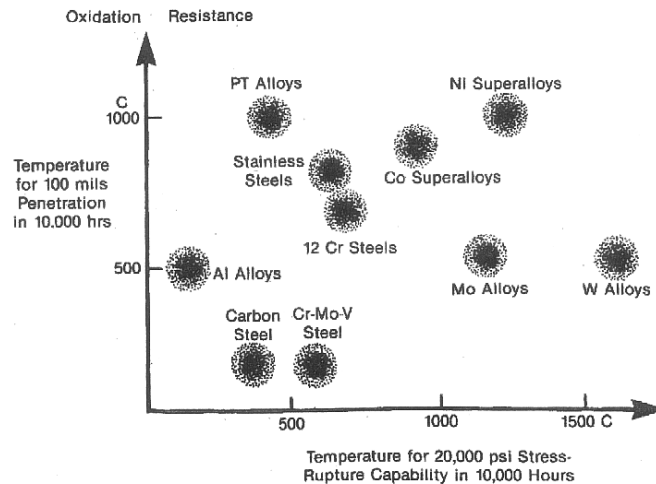


Figure 4: Graphique de performances relatives (oxydation / fluage) des différentes familles de matériaux métalliques [Sims87].

L'alliage 718 est utilisé pour la fabrication des disques de turbines du turboréacteur civil CFM56. Si la rupture d'une aube de turbine peut être contenue par les carters moteur, il n'en est pas de même pour celle d'un disque. Aucune rupture de disque ne doit se produire en service. Cette condition fait des disques de turbine l'une des pièces les plus critiques à dimensionner. Un disque est soumis à des températures allant de 450 à 650°C et à des contraintes pouvant atteindre 800 MPa en fond d'alvéoles. La **figure 5** situe les niveaux de contraintes et de températures atteints dans un disque de turbine de moteur civil. Ces pièces sont soumises à des sollicitations cycliques. Les cycles complexes réalisés par les pièces en service sont analysés à l'aide de la technique du « rainflow ». Celle-ci permet d'isoler un cycle principal et des cycles secondaires. On associe, en général, pour les moteurs civils, un vol à un cycle de fatigue. Le vol se décompose alors en trois étapes : la montée en régime effectuée au décollage assimilée à la mise en charge lors de l'essai de fatigue, le vol correspondant à un maintien à un chargement constant sensiblement inférieur au maximum de contrainte appliqué lors du décollage et l'atterrissage et le freinage associés à une surcharge suivi de la décharge. Un cumul de l'endommagement est ensuite réalisé.

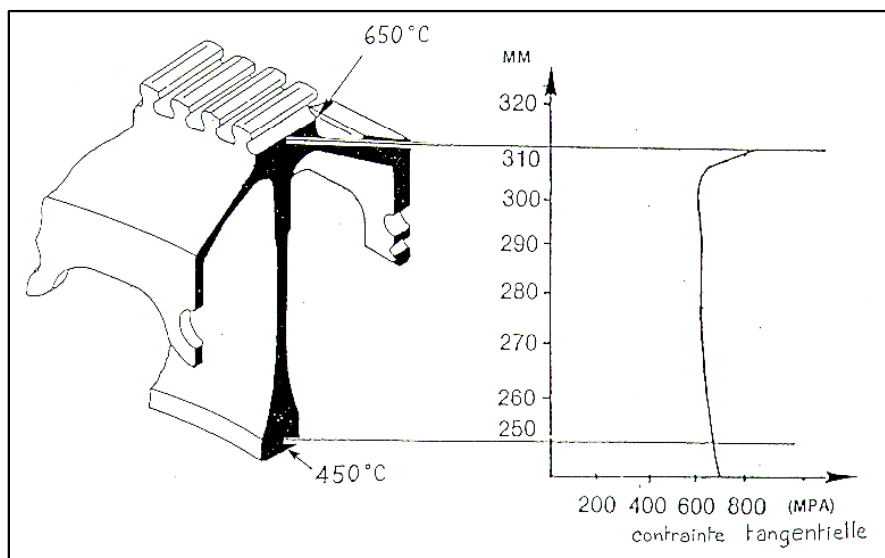


Figure 5: Niveaux de contrainte et de température obtenus en service sur un disque de turbine.

OBJET DE L'ETUDE

A l'heure actuelle, les modèles de prévision de durée de vie s'appuient sur divers essais expérimentaux macroscopiques réalisés sur des éprouvettes. Des développements récents des cycles thermomécaniques utilisés lors de la fabrication des disques de turbines ont conduit à l'utilisation de l'alliage 718 à l'état DA (Direct Aged). Cette optimisation permet un affinement de la microstructure et l'obtention d'une taille de grain voisine de $5\mu\text{m}$. Cette réduction de la taille de grain s'accompagne généralement d'une amélioration des propriétés en fatigue, principalement due à l'augmentation de la limite d'élasticité.

Une étude récente réalisée sur une base de 2700 essais de fatigue a permis de quantifier l'effet de la taille de grain sur la tenue en fatigue de l'alliage 718 [Zerr00]. La **figure 6** présente ces observations. On y constate : une augmentation de la durée de vie et de la dispersion lorsque la taille de grain diminue et, par ailleurs, l'existence de durées de vie assez faibles associées aux amorçages sur particules (carbures et nitrures).

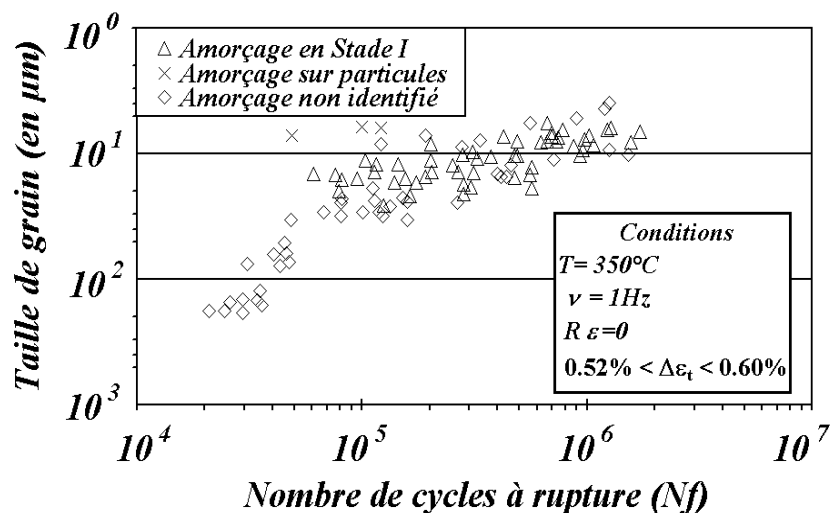


Figure 6: Courbe durée de vie en fatigue oligocyclique / taille de grain associée aux différents types d'amorçages obtenue à 350°C sur l'alliage 718 [Zerr00].

Un modèle empirique de durée de vie identifié sur les courbes moyennes a été mis en place par les auteurs. Ce modèle n'a pas vocation à être utilisé pour dimensionner des pièces mais peut être utilisé pour prévoir l'impact de la microstructure hérité du forgeage sur les durées de vie des pièces. Il permet de rendre compte de l'évolution de la durée de vie en fatigue en fonction de la taille de grain pour des amorçages en Stade I, pour des amplitudes de déformation totale allant de 0.38 à 0.75%, entre 200°C et 550°C . Ce type de modèle ne permet pas, en revanche, de rendre compte de la dispersion observée ainsi que des amorçages sur particules. Il a par ailleurs été constaté une augmentation du nombre d'amorçages sur particules lorsque la déformation appliquée devient plus importante. Cet effet est présenté à la **figure 7** pour différentes températures et des tailles de grains inférieures à $30\mu\text{m}$.

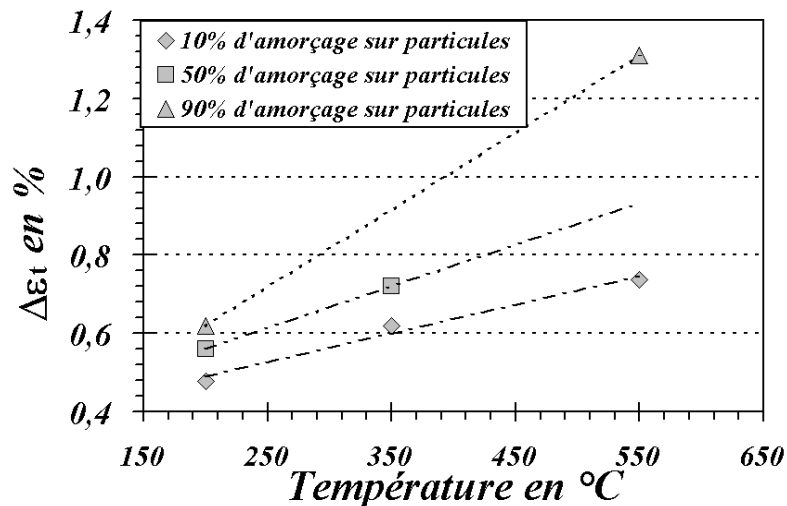


Figure 7: Courbes des isopropensions d'amorçage sur particules en fonction de la température et de la déformation totale appliquée pour des tailles de grain inférieures à 30 μm [Zerr00].

Ce modèle présente plusieurs limitations :

- ❑ Comme tout modèle empirique, il ne rend compte que du domaine dans lequel il a été identifié.
- ❑ Il nécessite un grand nombre d'essais pour son identification.
- ❑ Il ne permet de retranscrire que les courbes moyennes et ne donne pas accès à la dispersion inhérente à la fatigue.
- ❑ L'utilisation de courbe moyenne ne permet pas de tenir compte des éventuels effets d'échelle. Actuellement, ces effets ne sont pas pris en compte directement au niveau des bureaux d'étude. Ces effets sont incorporés dans les marges de sécurité appliquées.
- ❑ L'alliage 718DA est utilisé pour les applications les plus sévères. Or les fortes sollicitations et les faibles tailles de grains favorisent les amorçages sur particules. On peut donc s'interroger sur la validité des prédictions de durée de vie obtenues grâce à ce modèle pour ces applications.

L'objectif de cette étude est donc double : **identifier les mécanismes** intervenant lors de l'endommagement par fatigue et **proposer un modèle** de durée de vie applicable aux disques de turbine en **INCO 718DA** ou NC19FeNb (norme AFNOR). Le modèle se doit ainsi de rendre compte des différents types d'amorçages observés dans l'alliage 718 : amorçages en Stade I, amorçages sur particules surfaciques et internes. Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du projet FAMICRO* réalisé en collaboration avec divers partenaires industriels et universitaires : CEA (Saclay), SNECMA Moteurs, l'ENSPG (GPM2) et le Centre des Matériaux qui ont décidé d'unir leurs compétences pour établir des critères d'endommagement et de rupture par fatigue à partir d'une meilleure connaissance des mécanismes physiques microscopiques.

* : Modélisation de la durée de vie en Fatigue de matériaux métalliques structuraux, à partir de mécanismes physiques microscopiques. 13

DEMARCHE DE L'ETUDE

L'alliage 718DA tire une part non négligeable des propriétés mécaniques des opérations de mise en forme. On peut donc se demander si un modèle de durée de vie identifié à partir d'essais sur un « matériau modèle » (barre extrudée, lingot etc.) permettrait de rendre compte du comportement réel d'un disque de turbine. Pour éviter ce problème, les éprouvettes testées dans cette étude ont été directement prélevées dans un disque de turbine brut de forge. La **figure 8** présente schématiquement la position du disque de turbine dans le brut de forge. On distinguera 2 directions principales, radiale (R) et tangentielle (T).

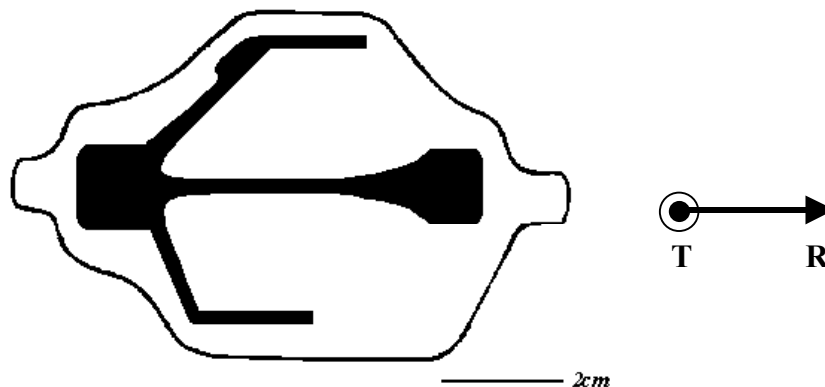


Figure 8: Représentation schématique de la position du disque de turbine dans la section de disque après forgeage (l'axe du disque se situe à droite).

La plus grande partie des éprouvettes de l'étude a été prélevée dans un disque de turbine basse pression d'un moteur CFM56. Ce type de disque a un diamètre intérieur d'environ 50cm pour un poids d'une soixantaine de kilogrammes.

On peut distinguer deux étapes importantes dans cette étude. La première vise à répondre à certaines interrogations concernant les mécanismes d'amorçage :

- ❑ Quels sont les effets de l'oxydation sur les particules présentes dans l'alliage (carbures et nitrures) ? A t'elle une influence sur la cinétique d'amorçage sur particules ?
- ❑ Quels sont les mécanismes mis en jeu et pourquoi assiste on à une transition de site d'amorçage ?
- ❑ L'amorçage sur particules est-il instantané ?

Des essais d'oxydation et des observations fractographiques d'éprouvettes de fatigue ont été réalisés pour nous permettre d'identifier les mécanismes d'amorçage. Une deuxième série d'essais de fatigue a parallèlement été réalisée sur des éprouvettes de trois tailles de grain différentes : 10, 40 et 150 μm . Elle a permis de confirmer l'amorçage préférentiel sur particules pour les faibles tailles de grain et l'amorçage transgranulaire en stade I, pour les tailles de grain importantes. Des essais de traction in-situ ont enfin donné accès à l'évolution de l'endommagement des particules sous chargement monotone.

Les mécanismes et cinétique d'amorçage sur particules identifiés, nous avons ensuite développé un modèle de durée de vie qui constitue la seconde étape de cette étude. Ce modèle se décompose en deux étapes : l'amorçage sur particules ou en Stade I et la propagation de la fissure jusqu'à rupture. Dans ce modèle, le nombre de cycles à l'amorçage est le nombre de cycles nécessaire à l'obtention d'une fissure dont la taille est égale à la taille d'une particule (pour un amorçage sur particule) ou à la taille de grain (pour un amorçage en Stade I). Pour permettre la détermination du nombre de cycles de propagation, des mesures de vitesses de propagation sont réalisées. Ces essais sont menés en déformation imposée à chaud avec divers taux de déformation. Ils sont réalisés sur des éprouvettes particulières, qui permettent de suivre sur une face l'évolution d'une très petite fissure (environ 20 à 50 μm) isolée et, sur l'autre face, l'évolution de la population des microfissures amorcées sur particules de carbure. Ces données ont permis de caler le modèle de propagation de petites fissures.

Le modèle proposé présente trois niveaux. Dans un premier temps, un modèle de durée de vie déterministe (D) schématise les deux situations rencontrées à savoir : (1) l'amorçage en stade I sur bandes de glissement intense et propagation en stade II ; (2) l'amorçage sur particules et la propagation en stade II des microfissures ainsi amorcées.

Le second modèle est de nature probabiliste (P1), il est basé sur les histogrammes de tailles des particules. Il donne accès à la transition des sites d'amorçage de particules surfaciques vers particules internes contrairement au modèle précédent. Il donne aussi, en partie, accès aux effets d'échelle. En revanche, ce modèle ne rend compte que de la propagation d'une fissure unique. Il ne permet donc pas de prédire les phénomènes de coalescence de petites fissures ni d'éventuels effets de la répartition spatiale des particules (fibrage, amas).

Enfin un modèle de simulation 2D de type Monte-Carlo (P2) permettant de prendre en compte les effets d'interaction de fissures a été développé. Il est basé sur une distance de coalescence reliée aux tailles de zones plastiques. Pour ce modèle, la répartition des particules peut être simulée ce qui donne, en partie, accès aux effets du fibrage sur la durée de vie en fatigue.

La présentation de ces modèles est complétée, dans la discussion, par une tentative de la prise en compte des effets d'entaille. Ces effets sont ceux rencontrés lors de l'évaluation de la durée de vie des disques. Une méthode de prévision de celle-ci est ainsi proposée et discutée avant de dégager les prolongements à donner à cette étude pour parvenir à une étape plus aboutie.

Partie A:

Propriétés microstructurales – Comportement mécanique et endommagement par fatigue

PROPRIETES MICROSTRUCTURALES EN RELATION AVEC L'ELABORATION	18
2.1. COMPOSITION ET METALLURGIE DE L'ALLIAGE 718	18
2.2. INFLUENCE DES AUTRES ELEMENTS D'ADDITION	23
2.3. ELABORATION DE L'ALLIAGE :	25
2.4. MISE EN FORME DE L'ALLIAGE 718	26
BIBLIOGRAPHIE.....	30
COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718.....	33
3.1. TRACTION	33
3.2. FLUAGE.....	35
3.3. FATIGUE	38
3.3.1. <i>Comportement</i>	38
3.3.2. <i>Durée de vie</i>	40
3.3.3. <i>Amorçage des fissures en fatigue dans l'alliage 718</i>	43
3.3.3.1. Amorçage en stade I	44
3.3.3.2. Amorçage sur particules	45
3.3.4. <i>Propagation</i>	47
3.3.4.1. Propagation de grandes fissures	47
3.3.4.2. Propagation de petites fissures	53
BIBLIOGRAPHIE.....	60
MECANISMES ET MODELES DE FATIGUE	64
4.1. L'AMORÇAGE	64
4.1.1. <i>Amorçage en Stade I</i>	64
4.1.1.1. Observation et mécanismes d'amorçage en Stade I	64
4.1.1.2. Modèles d'amorçage en Stade I	66
4.1.2. <i>Amorçage sur Hétérogénéités</i>	70
4.1.2.1. Observation et mécanismes d'amorçage sur hétérogénéités	70
4.1.2.2. Modèles d'amorçage sur hétérogénéités	73
4.2. MODELES DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES	73
4.3. MODELE DE DUREE DE VIE	75
4.3.1. <i>Modèle déterministe</i>	75
4.3.2. <i>Modèle probabiliste</i>	77
4.4. COALESCENCE DE FISSURES	81
BIBLIOGRAPHIE.....	87

PROPRIETES MICROSTRUCTURALES EN RELATION AVEC L'ELABORATION

PROPRIETES MICROSTRUCTURALES EN RELATION AVEC L'ELABORATION	17
2.1. COMPOSITION ET METALLURGIE DE L'ALLIAGE 718 :	18
2.2. INFLUENCE DES AUTRES ELEMENTS D'ADDITION	23
2.3. ELABORATION DE L'ALLIAGE :	25
2.4. MISE EN FORME DE L'ALLIAGE 718	26
BIBLIOGRAPHIE.....	30

PROPRIETES MICROSTRUCTURALES EN RELATION AVEC L'ELABORATION

L'Inconel 718 ou NC19FeNb (norme AFNOR) est l'alliage à base nickel le plus utilisé pour la fabrication de disques de turbines aéronautiques. Cet alliage a été mis au point en 1959 par Herb EISELSTEIN pour le compte de la société Huntington Alloy Products Division.

Jusque dans les années 1980, le WASPALOY (NC20K14) occupait la majeure partie du marché des superalliages à base nickel dans le domaine aéronautique. En 1978, la crise du cobalt présent en quantité non négligeable dans le WASPALOY a conditionné l'industrialisation de l'alliage 718. Cette industrialisation a permis à l'alliage 718 de devenir le superalliage le plus utilisé actuellement. De par les grandes quantités produites, le coût au kilogramme de cet alliage est de l'ordre de 15 €. La consommation SNECMA Moteurs est comprise entre 500 et 1000 tonnes par an.

Dans cette partie, nous présenterons les différentes caractéristiques microstructurales de l'alliage 718 ainsi que les étapes importantes de l'élaboration d'une pièce.

2.1. COMPOSITION ET METALLURGIE DE L'ALLIAGE 718

La composition de cet alliage est présentée dans le **tableau 1**. L'alliage 718 est produit avec différentes qualités qui dépendent des conditions d'élaboration de l'alliage. L'état standard est celui destiné aux applications les moins critiques. L'alliage PQ (Premium Quality) est utilisé pour la fabrication des pièces critiques telles que les disques.

<i>Elements %</i>	<i>Ni</i>	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>Nb</i>	<i>Mo</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
<i>Mini</i>	<i>Base</i>	<i>0.02</i>	<i>17.00</i>	<i>15.00</i>	<i>4.75</i>	<i>2.80</i>	<i>0.75</i>	<i>0.30</i>
<i>Maxi</i>	<i>Base</i>	<i>0.08</i>	<i>21.00</i>	<i>21.00</i>	<i>5.50</i>	<i>3.30</i>	<i>1.15</i>	<i>0.70</i>

Tableau 1: Composition de l'alliage 718 PQ utilisé pour la fabrication des disques de turbine SNECMA (% en poids).

Une des particularités de cet alliage est sa forte teneur en fer. La présence de fer conduit en plus de l'abaissement notable du prix au kilogramme de l'alliage à un effet sur la précipitation des phases durcissantes. La faible mobilité du fer dans la matrice produit un ralentissement de la cinétique de durcissement. Cet effet sur la cinétique permet une amélioration de la soudabilité de l'alliage. On note aussi dans le **tableau 1** la forte teneur en Nb, principal élément durcissant de l'alliage. Ce durcissement est produit principalement par la précipitation de la phase ordonnée γ'' , Ni_3Nb , de structure DO_{19} . Ces précipités ont une taille moyenne de l'ordre de 200 Å. Le chrome apporte la résistance à l'oxydation de l'alliage. L'aluminium et le titane sont aussi des éléments durcissants par précipitation de la phase ordonnée, γ' , $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$, de structure L_{12} . Ces précipités ont, eux aussi, une taille moyenne de l'ordre de 300 Å. Les autres éléments tels que le molybdène sont présents en substitution du Ni dans la phase γ . La **figure 9** représente les mailles cristallines de ces différentes phases.

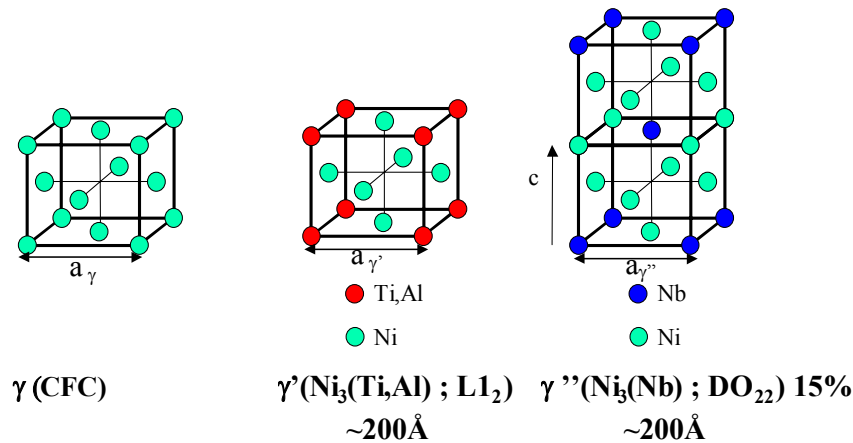


Figure 9: Mailles cristallographiques de la matrice et des deux phases ordonnées de l'alliage 718 conduisant au durcissement de l'alliage.

L'axe c de la maille cristallographique de la phase γ'' étant plus grand que deux fois la taille de la maille de la phase γ , les écarts à la cohérence présents entre ces deux phases contribuent au durcissement de cet alliage. Il en est de même entre les paramètres, a , des phases γ' et γ . La fraction volumique de phases $\gamma' + \gamma''$ s'élève à 15 % environ. Les écarts à la cohérence et la formation de parois antiphases sont à l'origine du durcissement de cet alliage. D'autres phases de tailles plus importantes sont présentes, notamment la phase stable de γ'' , δ de structure orthorhombique DO_a . La phase δ doit sa présence dans l'alliage 718 à la forte concentration en niobium. Singh & al. [Sing03] ont, par ailleurs, montré sur des alliages Ni-V-Nb que la stabilité de γ'' ne peut être maintenue pour une concentration de niobium supérieure à 3.5 at% à 850°C dans la structure DO_{22} . Dans le cas de l'alliage 718, une précipitation contrôlée de la phase δ est très utile. La formation de la phase δ au niveau des joints de grain sous forme de fines plaquettes est un frein au grossissement du grain à haute température. A haute température (supérieure à 1050°C), l'alliage est sous forme de solution solide désordonnée γ . La **figure 10.a** présente une micrographie de l'alliage après un traitement d'hyper trempe réalisé dans diverses conditions. A ces températures, la phase δ n'est pas présente et les joints de grains peuvent migrer facilement. La **figure 10.b** présente la position des nouveaux et anciens joints de grains après un traitement dynamique à l'aide d'une machine GLEEBLE à 1150°C. Seuls les carbures sont encore présents dans l'alliage pour freiner la propagation des joints de grains.

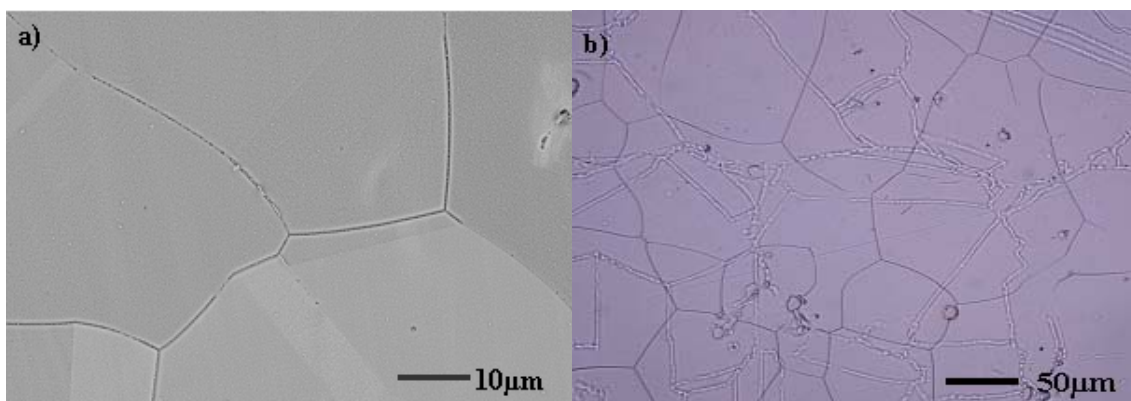


Figure 10: Microstructure de l'alliage 718 a) après traitement d'hyper trempe de 30 minutes à 1050°C ; b) après un chauffage rapide ($\sim 200^\circ\text{C/s}$) et un maintien de 5 secondes à 1150°C. On note la présence des grains fantômes correspondant à l'état initial [Corr02].

A plus haute température (1250°C), on assiste à la formation d'eutectique au niveau des joints de grain et des carbures [Faym87]. La micrographie présentée à la **figure 11.a** illustre

cette remise en solution des carbures qui apparaît à partir de 1250°C lors d'un traitement dynamique. Pour un maintien isotherme à cette même température (1250°C), on peut observer la fusion des joints de grain. Les éléments ségrégés au niveau des joints de grain abaissent le point de fusion localement ce qui permet cette fusion. La solidification ultérieure conduit, dans ce cas, à la formation de dendrites comme le montre la **figure 11.b**.

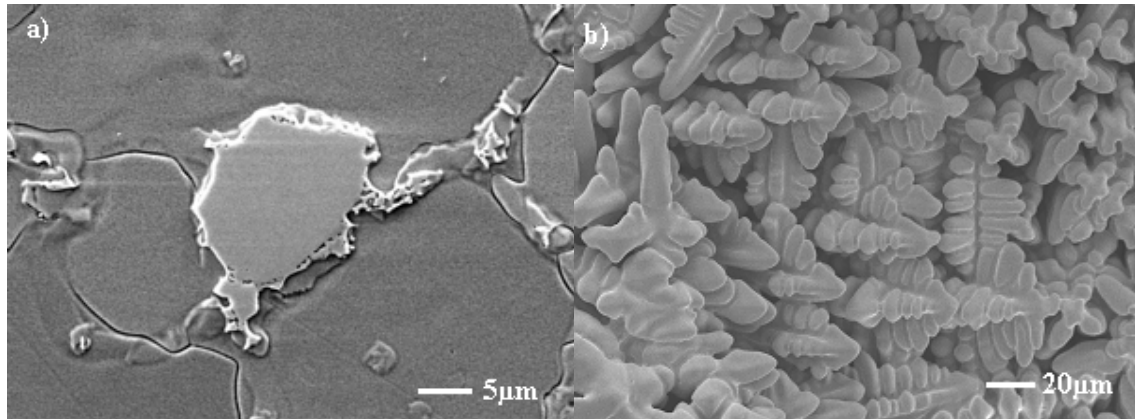


Figure 11: Evolution de la microstructure à haute température a) remise en solution des carbures lors d'un traitement dynamique de 5 secondes à 1250°C [Corr02] ; b) formation de dendrites de solidification. Fusion des joints de grain lors d'une mise en solution à 1250°C [Heur03]

A des températures inférieures à 1050°C, la phase δ est présente. Après un traitement de sur-vieillessement à 750°C, elle se présente sous forme de plaquettes orientées au niveau des joints de grains. La **figure 12.a** montre cette morphologie de la phase δ qui, dans ce cas, ne conduit pas à un comportement mécanique optimal. La **figure 12.b** présente la morphologie sous forme de galets rencontrée dans les disques de turbine qui confère de meilleures propriétés mécaniques.

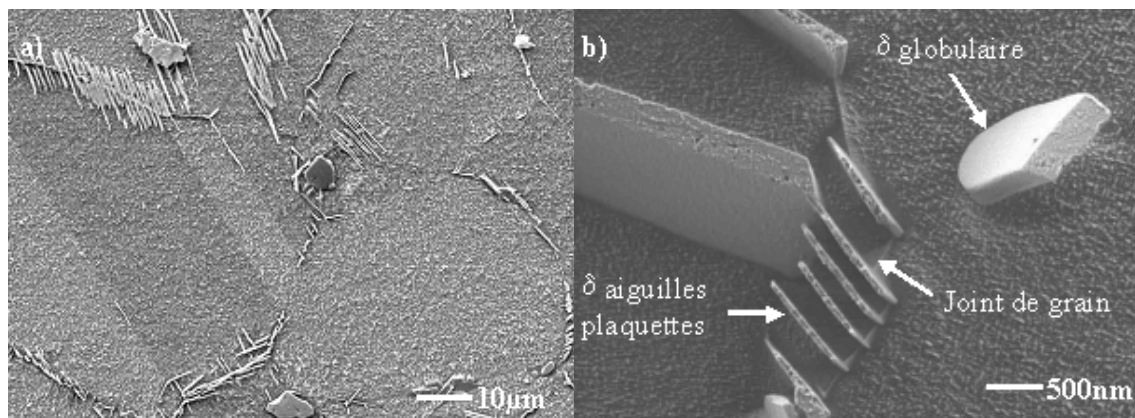


Figure 12: Morphologie de la phase δ : a) après hypotrempe à 1050°C puis un survieillessement de 100 heures à 750°C; b) obtenue dans un disque de turbine[Pon01].

A plus basse température, la précipitation des phases durcissantes γ' et γ'' a lieu. On peut observer sur la **figure 13.a** la présence des différents variants de la phase γ'' sous la forme de disques représentés schématiquement sur la **figure 13.b**.

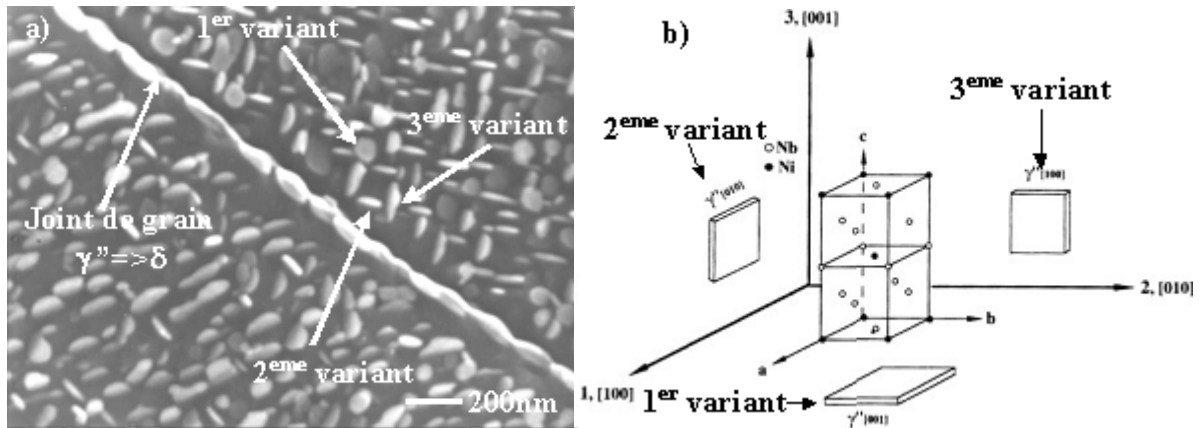


Figure 13: Morphologie de précipitation de γ' a) présentation des trois variants d'orientation obtenus après un traitement de 1030°C / 1 h, 850°C / 1 h, 650°C / 8 h [Spil99]; b) représentation schématisée de la structure DO_{22} [Gao96].

On note sur la **figure 14** au voisinage d'une plaquette de phase δ une absence de précipités γ'' due à la formation de δ . On observe, dans ce cas, uniquement la présence de la phase γ' dans la zone dénudée (petits points au voisinage de la plaquette de phase δ).

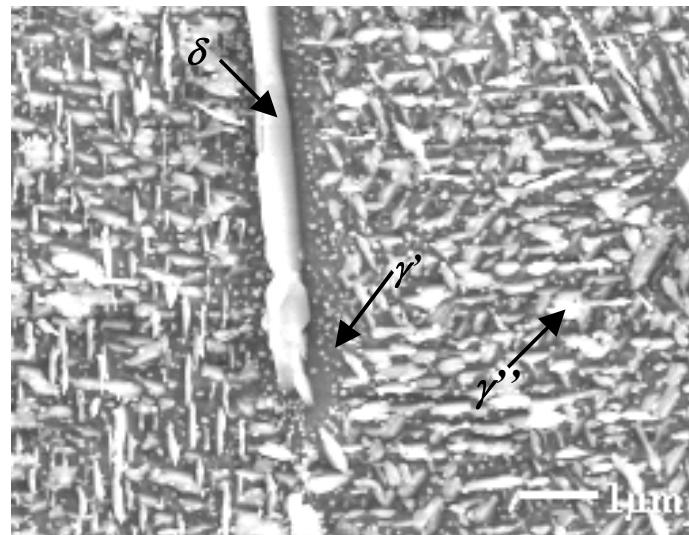


Figure 14: Zone appauvrie en γ'' au voisinage d'une plaquette de phase δ obtenue après un traitement de 1050°C / 1 h, 750°C / 100 h.

Les diagrammes TTT de l'alliage 718 (**figure 15**) présentent les températures et cinétiques de formation de ces différentes phases. Le traitement standard de l'alliage 718 appelé TR pour Trempé Revenu consiste en une hypertrempe depuis 955°C. A cette température, la phase δ est encore présente et limite le grossissement du grain. Les deux revenus successifs de 8 h à 720°C et 8 h à 620°C, sont ensuite appliqués pour faire précipiter les phases durcissantes γ' et γ'' . La vitesse de refroidissement entre ces deux revenus est contrôlée : 50°C/h (revenu R1 : 8 h à 720°C ; R2 : 8 h à 620°C).

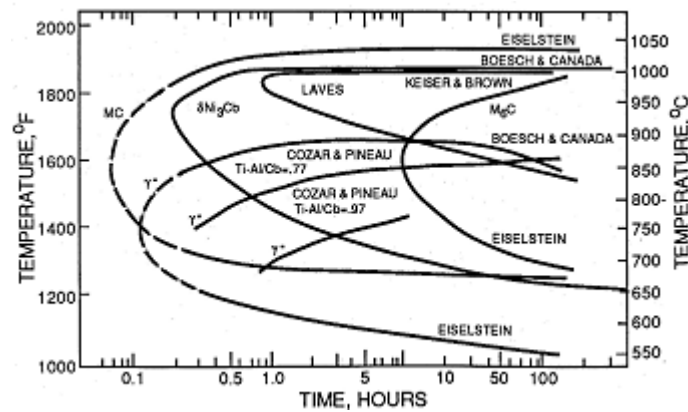


Figure 15: diagramme TTT de l'alliage 718 [Sims87].

Un autre traitement thermomécanique utilisé est le DA (Direct Aged). Dans ce cas l'alliage ne subit pas de remise en solution par hyper trempe et est revenu « directement » après le forgeage. L'intérêt de ce procédé est de maintenir une structure d'écrouissage et d'éviter la recristallisation lors du traitement d'hypertrempe. Ce traitement permet, dans le cas des disques de turbines, l'obtention d'une taille de grain comprise entre 5 et 10 μm , alors que pour une même gamme de forgeage, le traitement TR conduit à une taille de grain de 20 μm environ et un écrouissage résiduel inférieur. Un grand nombre de publications traitent du revenu de cet alliage à 750°C. Industriellement, un traitement de ce type permettrait une réduction des temps de revenu et donc des gains énergétiques potentiels. Du point de vue métallurgique, un revenu à plus haute température conduit à une meilleure stabilité de l'alliage dans le temps lors de maintiens à hautes températures. En effet, les phases durcissantes sont de taille plus importante et leur évolution dans le temps est réduite. La **figure 16** présente les courbes de durcissement par revenu à 750°C.

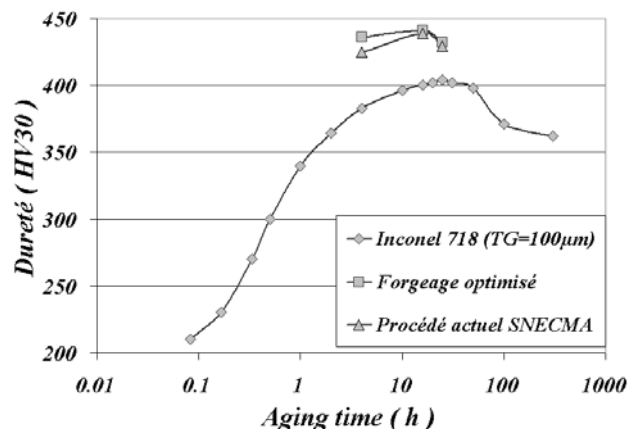


Figure 16: Evolution de la dureté en fonction du temps de revenu à 750°C pour trois microstructures: 1) échantillons prélevés dans une billette de taille de grain 100 μm ; deux microstructures obtenues par forgeage 2) le procédé actuel SNECMA ; 3) un forgeage à plus basse température[Corr02].

Une modification de la composition chimique de l'alliage 718 permet l'obtention d'une morphologie compacte qui s'accompagne aussi d'une meilleure stabilité de l'alliage à haute température. Cette modification consiste à obtenir un rapport (Al+Ti)/Nb entre 0.9 et 1. La **figure 17** illustre ces résultats [Cozar73]. On note l'absence du pic de durcissement sur cette morphologie compacte contrairement au cas de l'alliage 718 standard et la stabilisation de la dureté.

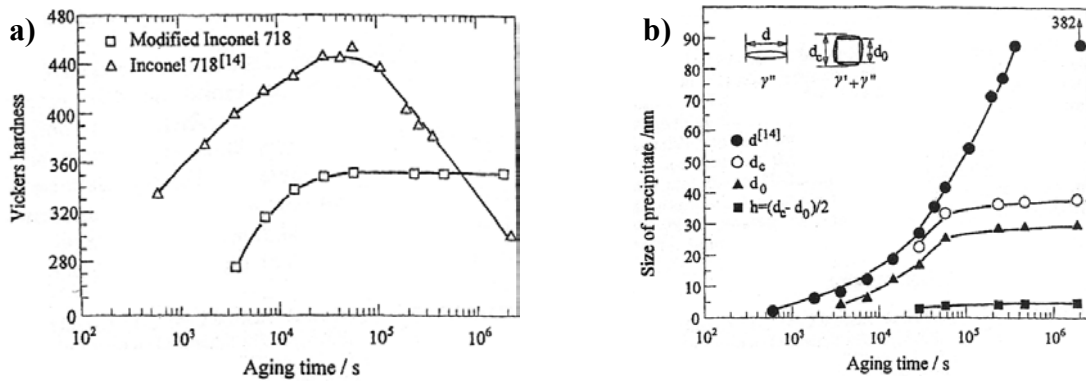


Figure 17: Relation dureté taille des précipités durcissants pour le cas de l'alliage 718 standard et de l'alliage 718 modifié à morphologie compacte [He98].

Cet effet est dû à la morphologie de la précipitation. Les trois variants de précipités γ'' précipitent sur les six faces des précipités γ' (c. f. **figure 18**) limitant ainsi leur croissance par diffusion.

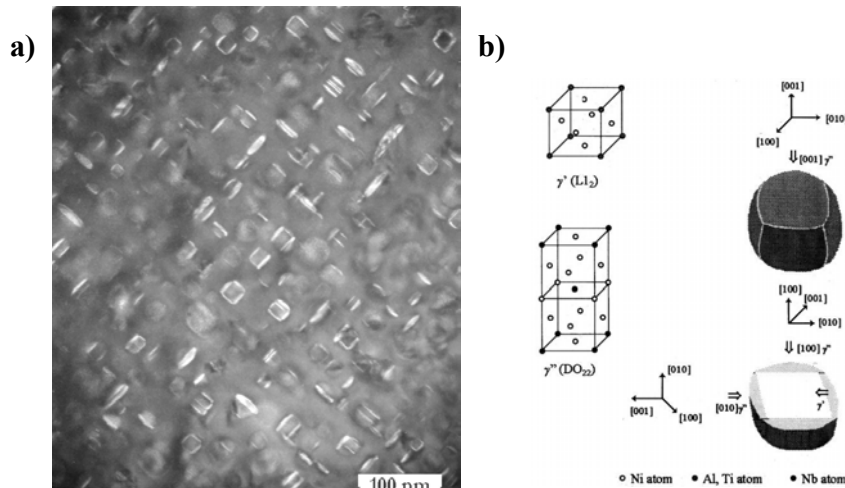


Figure 18: Morphologie γ' - γ'' compacte :a) Inconel 706 [Pon01];b) représentation schématique des mailles γ' et γ'' et de la morphologie compacte pour l'alliage 718 [He98].

2.2. INFLUENCE DES AUTRES ELEMENTS D'ADDITION

Certains éléments tels que N, C, P, B, S, Mg peuvent avoir un effet néfaste sur les propriétés mécaniques mais, dans certains cas, une gestion fine de leurs concentrations peut avoir un effet bénéfique. Mitchell & Wang [Mitch01] montrent que la réduction de la teneur en azote a des incidences directes sur les températures de précipitation des carbures. Les carbures utilisent la surface des nitrures comme site de germination. Pour les alliages à basses teneurs en azote, l'absence de la surface des nitrures pour la germination des carbures conduit à un abaissement de la température de formation des carbures. Les nitrures présents depuis l'état liquide sont aussi des sites de germination pour la solidification. Plus le liquide sera chargé en nitrures, plus grand sera le nombre de sites de germination et plus la structure finale sera fine. La réduction de la teneur en carbone a sensiblement le même type d'effet sur la taille de grain.

Les effets du bore et du phosphore font l'objet de bon nombre de publications actuellement. Le phosphore en faible quantité aurait un effet bénéfique sur la tenue des joints de grains au fluage et en fatigue [Sun98] ; [Liu99] (c. f. **figure 19**).

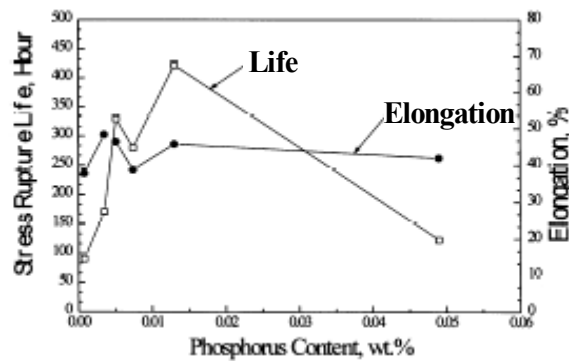


Figure 19: Effet du phosphore sur les temps à rupture et l'allongement à rupture en fluage à 650°C et 686 MPa [Sun98].

Sun & al [Sun98] ont montré un effet du phosphore sur la morphologie de la phase δ . Elle se présente, pour les faibles teneurs, sous forme de fines particules alignées de formes irrégulières et comportant de nombreuses fautes de structure. Pour les fortes teneurs en phosphore elle se présente sous forme de lattes. La **figure 20** présente les deux morphologies de la phase δ .

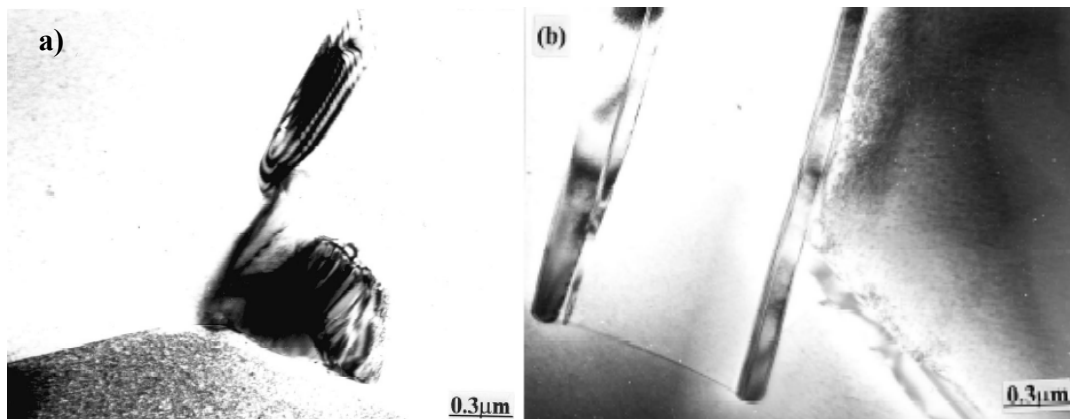


Figure 20: Effet du phosphore sur la morphologie de la phase δ (a) 0.0008 wt.% P ; (b) 0.013 wt.% P [Sun98].

L'effet bénéfique ne serait pas dû à cette morphologie mais plus à un problème de diffusion. Le phosphore ségrège aux joints de grain. Pour de fortes teneurs, la fragilisation est bien connue alors que pour de plus faibles teneurs, la présence de P piège les autres éléments fragilisants, en particulier le niobium et le molybdène, et conduit alors à un effet bénéfique. McKamey & al. [McKam98] ont déterminé des teneurs en bore et phosphore qui permettraient d'optimiser la tenue en fluage : 0.011 wt% B et 0.022 wt% P. La **figure 21** présente l'augmentation des performances en fluage et fatigue-fluage qui peuvent être obtenues par une gestion fine de la concentration de ces éléments.

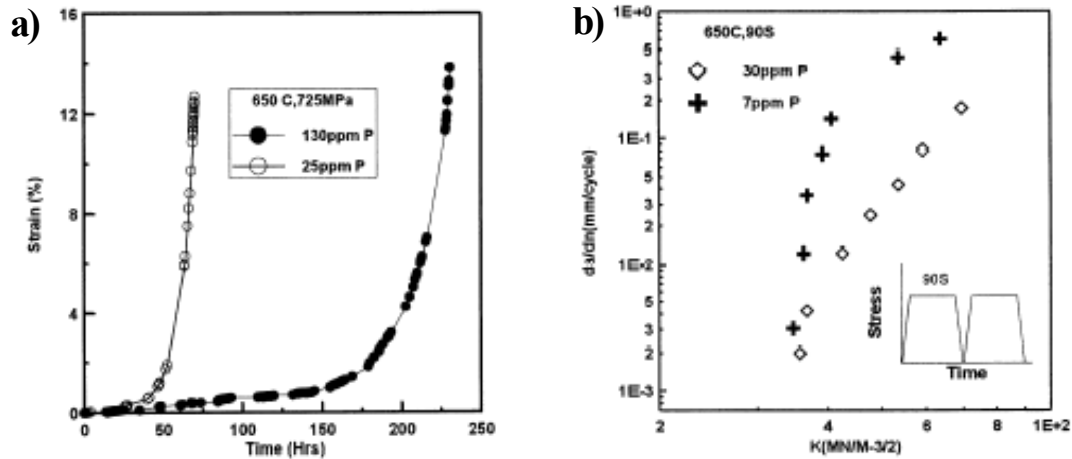


Figure 21: Effet du phosphore sur (a) les propriétés en fluage à 650°C et 725 MPa (b) les vitesses de propagation de fissures en fatigue [Liu99].

Des effets contradictoires sur les propriétés mécaniques sont associés au magnésium. Liu & al. [Liu01] lient l'effet bénéfique du magnésium à la formation des sulfures de magnésium, ce qui réduit la quantité de soufre susceptible de ségréger aux joints de grains. Lorsque la teneur en soufre est faible, le magnésium forme des phases de Laves, ce qui conduit dans ce cas à un abaissement des propriétés mécaniques. Dans un alliage à bas soufre et renfermant des teneurs en magnésium inférieures à 10 ppm, le magnésium n'a pas d'effet sur les propriétés en fluage.

2.3. ELABORATION DE L'ALLIAGE :

L'élaboration de l'alliage 718 pour application aéronautique s'effectue en deux ou trois étapes :

- VIM (Vacuum Induction Melting)
- ESR (Electro Slag Remelting) dans le cas de la triple fusion
- VAR (Vacuum Arc Remelting) qui est la dernière fusion.

La **figure 22** présente schématiquement ces trois méthodes d'élaboration des lingots.

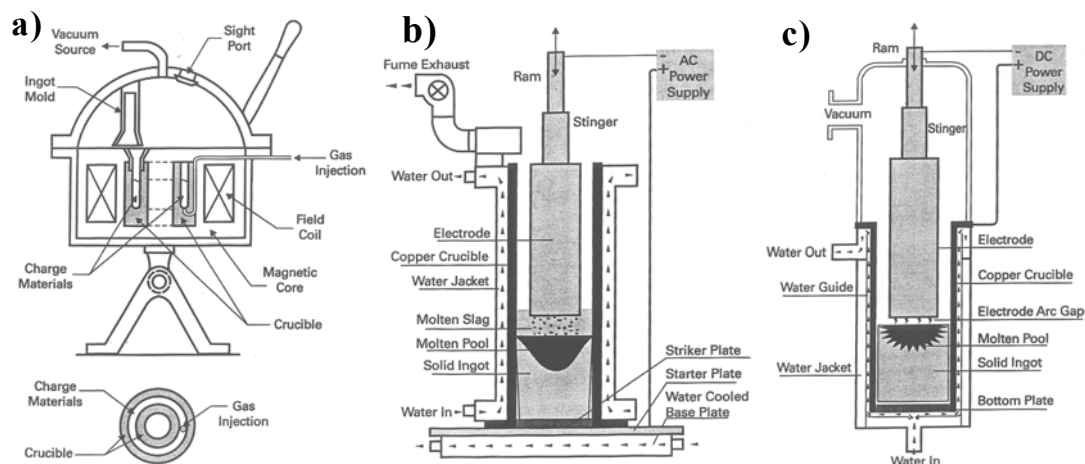


Figure 22: Schéma de principe des différentes méthodes d'élaboration utilisées pour la fabrication de l'alliage 718. a) VIM ; b) ESR et c) VAR.

Les fusions sous vide sont réalisées pour éviter la présence d'inclusions de type oxydes dans l'alliage. La première étape, le VIM, est une fusion en creuset qui vise à élaborer le matériau sous forme d'électrode. Des contrôles de composition du bain de fusion permettent d'ajuster la composition de l'alliage. L'alliage est maintenu à l'état liquide pour éliminer progressivement les composés volatils tels que le plomb, le magnésium qui sont des éléments indésirables.

L'électrode formée par la première fusion (VIM) est ensuite refondue par ESR pour les élaborations nécessitant une triple fusion. Le procédé ESR consiste en une refusion sous laitier électroconducteur. Cette étape a pour but de :

- ❑ réduire les ségrégations,
- ❑ enlever un maximum d'inclusions par réaction chimique avec le laitier,
- ❑ réduire la teneur en éléments nocifs,
- ❑ affiner la composition de l'alliage.

L'alliage subit ensuite une refusion à l'arc sous vide (VAR). Cette technique permet de réduire les ségrégations par pilotage de l'avancée du front de solidification. Cette dernière fusion diminue encore la teneur en inclusions, réduit la teneur en hydrogène et limite la formation de retassures.

2.4. MISE EN FORME DE L'ALLIAGE 718

Le forgeage du disque est l'opération qui conditionnera ses propriétés d'emploi. La taille de grain, l'écrouissage résiduel ainsi que le fibrage font partie des paramètres qui ont une influence directe sur la tenue mécanique des composants de structure. Actuellement un disque doit avoir une microstructure la plus homogène et la plus fine possible. Une maîtrise du procédé d'élaboration pourrait permettre d'adapter les propriétés à la sollicitation au niveau local. Le fibrage est un point critique pour la tenue des pièces, le rapprochement des fibres dans les zones les plus déformées peut former des amas de carbures. Ces carbures sont des sites privilégiés pour l'amorçage des fissures en fatigue [Conno03] et sont d'autant plus fréquents que de fortes réductions de section sont réalisées lors du forgeage. Les amas de carbures sont, de ce fait, plus critiques dans les disques aubagés de petites tailles comme ceux rencontrés dans les turbines d'hélicoptère que dans les disques de turbines d'avions civils.

Dans notre cas, l'alliage 718 est utilisé à l'état forgé. Le forgeage comporte plusieurs étapes. La première est l'écrasement de la billette initiale. Elle est ensuite débouchée, puis elle subit le laminage circulaire pour l'amener au bon diamètre. La dernière étape de mise en forme est le matriçage. La **figure 23** présente ces différentes étapes.

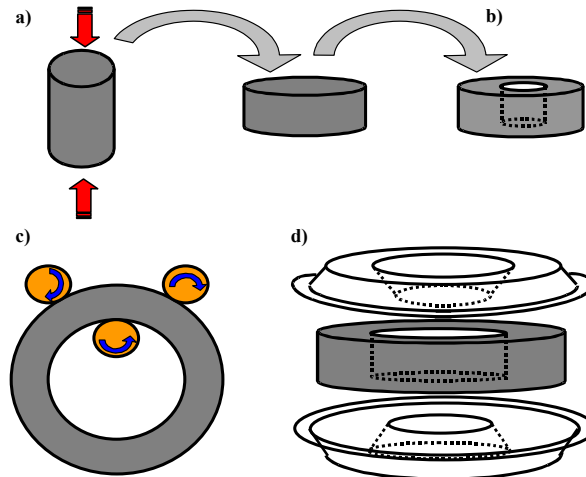


Figure 23: Les différentes étapes du forgeage d'un disque: a) l'écrasement de la billette initiale; b) le débouchage; c) le laminage circulaire; d) le matriçage.

Une recrystallisation de la microstructure se produit lors du forgeage. Elle se décompose en deux étapes, la germination au niveau du pic de recrystallisation et la croissance des nouveaux grains (c. f. **figure 24**). On observe la structure finale à grains relativement fins en fin de palier de recrystallisation. Dans ce cas, la taille de grain initiale est de 150 μm .

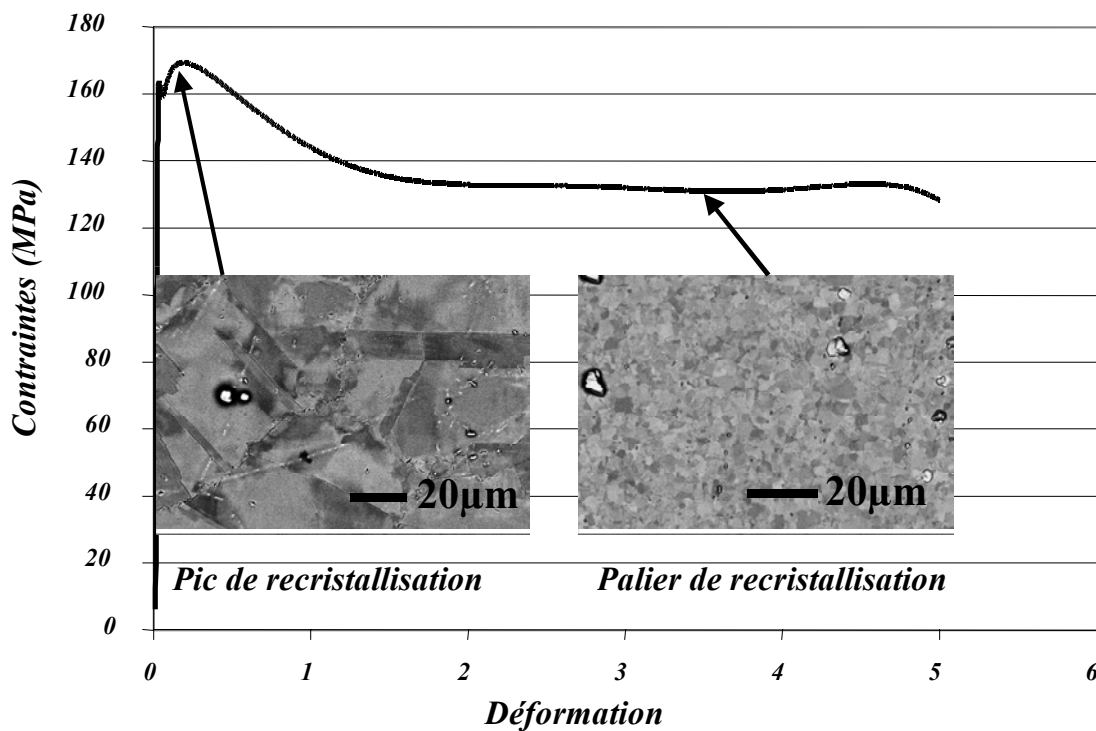


Figure 24: Observation de la recrystallisation lors d'un essai de torsion pour une vitesse de déformation de 0.039 s^{-1} et une température de 985°C [Corr02].

Les paramètres influençant la taille de grain finale du produit forgé sont nombreux. On note en particulier la température, la vitesse, le niveau de déformation et le niveau de contrainte. La **figure 25** [Zhou95] présente les différents effets de la vitesse de déformation, de la contrainte finale ainsi que de la température sur la taille de grain, ceci pour tous les niveaux de déformation. Pour une même contrainte, on observe sur la **figure 25.a** des tailles de grain inférieures pour les vitesses les plus faibles. La **figure 25.b** montre la diminution de la taille de grain obtenue en abaissant la température de forgeage. Abaisser la température de forgeage est la méthode la plus efficace pour affiner la microstructure. Cet abaissement de la

température s'accompagne d'une augmentation de la contrainte, ce qui est visible sur la **figure 25.a**. Pour une même vitesse de déformation, passer d'une taille de grain d'environ 40 μm à 8 μm , s'accompagne d'une augmentation de la contrainte de 75%. Cette augmentation de la contrainte pour la production de pièces industrielles pose le problème de la capacité des outils de production. Le forgeage de la pièce n'est pas obtenu en une seule étape mais plusieurs successives. Ces forgeages successifs permettent l'obtention d'une microstructure fine tout en limitant les risques de formation de criques aussi bien sur les outils que sur les pièces.

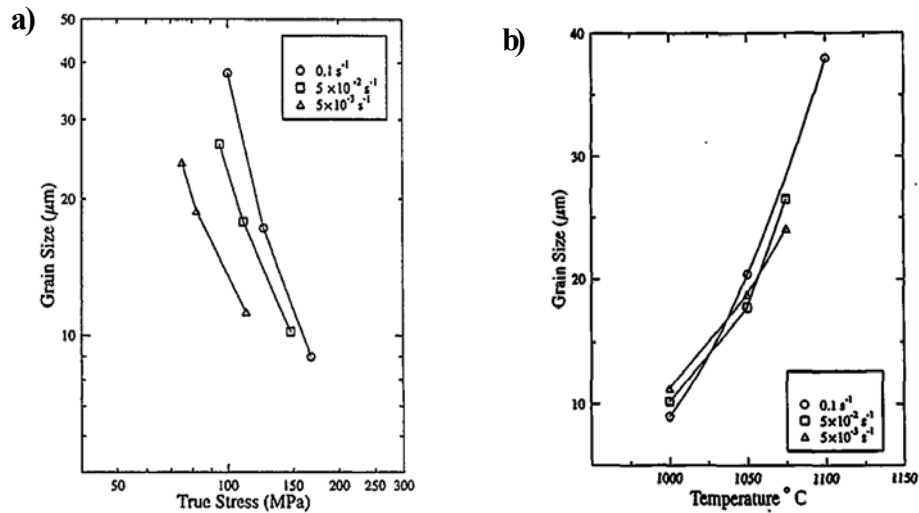


Figure 25 : Effet de la contrainte à 70% de déformation et de la température de forgeage sur la taille de grain obtenue pour différentes vitesses de déformation.

La simulation sur un banc de torsion du cycle thermomécanique subi par un disque de turbine montre que l'abaissement de la température de la dernière passe est une des solutions pour affiner encore la microstructure [Corr02] (c. f. **figure 26**). Combinée à un vieillissement direct, cette gamme de forgeage permet l'obtention d'une structure fine ainsi que la présence de contraintes résiduelles qui conduisent à une limite d'élasticité élevée.

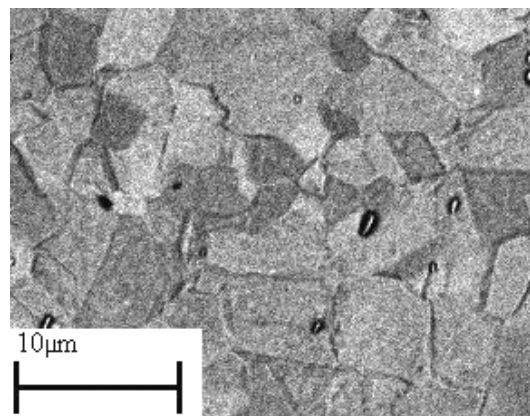


Figure 26: Microstructure obtenue lors d'essai sur un banc de torsion $\epsilon=40\%+50\%$ à $985^{\circ}\text{C} + 180\%$ à 970°C .

Plusieurs auteurs ont étudié le domaine de superplasticité de l'alliage 718 [Lu02] [Xue03]. Pour l'alliage 718 à grain fin (ASTM11-12), ce domaine est compris entre 920°C et 960°C et pour des vitesses de déformation comprises entre $6.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et $1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ [Lu02]. La **figure 27** présente les résultats de Xue & al. sur l'évolution de la contrainte d'écoulement et de l'allongement à rupture en fonction de la température. On constate sur cette figure que l'optimum se situe à 980°C avec un allongement de 400%.

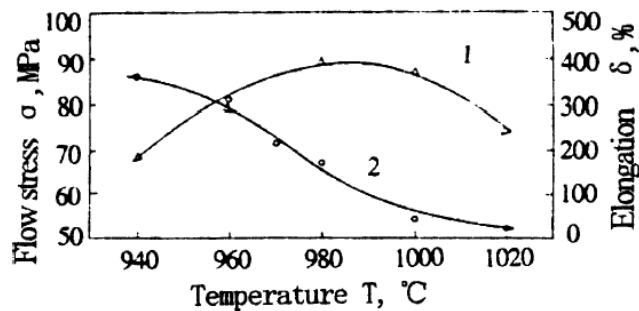


Figure 27: Evolution de la contrainte d'écoulement, 2, et de l'allongement à rupture, 1, de l'alliage 718 dans le domaine de superplasticité [Xue03].

La **figure 28** présente les joints de grain ainsi que l'enchevêtrement des dislocations au voisinage de précipités pour une déformation de 130% à 980°C et pour une vitesse de déformation de $2.78 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. La faible densité de dislocations présentée à la **figure 28.a** illustre la capacité de l'alliage à limiter la densité de dislocations par glissement des joints à l'origine de la superplasticité, ce qui n'est pas le cas au voisinage des précipités (**figure 28.b**).

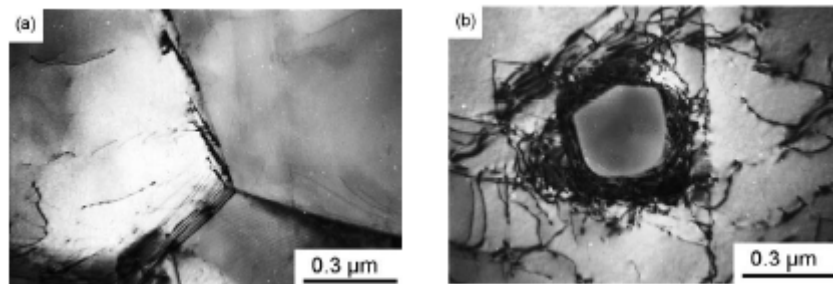


Figure 28: Microstructure de dislocations dans l'alliage 718 déformé dans son domaine de superplasticité a) au voisinage des joints de grain b) au voisinage d'un carbure [Xue03].

Résumé :

L'alliage 718 est un superalliage à base nickel durci par précipitation de deux phases γ' et γ'' . D'autres phases sont aussi présentes dans cet alliage : la phase δ , les carbures NbC et nitrures TiN. Ces différentes phases jouent un rôle important à différents niveaux. La phase δ limite le grossissement du grain à haute température et contribue à leur renforcement. Les carbures et nitrures sont utilisés comme sites de germination des grains lors de la solidification de l'alliage.

Le forgeage et le traitement thermique sont les deux étapes qui conditionnent les propriétés de cet alliage. Elles permettent de gérer la précipitation des différentes phases, la taille de grain, et l'écrouissage résiduel qui sont à l'origine des propriétés de cet alliage. Dans certains cas, ces propriétés mécaniques peuvent être optimisées en ajustant la teneur en micro-éléments.

BIBLIOGRAPHIE

- [Conno03] T. Connolley, P. A. S. Reed, J. M. Starink, Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 340 n°1-2, (2003), pp. 139-154.
- [Corr02] I. Corral-Hernandez, J. Gil Otin, N. Nahas, Optimisation du procédé d'élaboration des disques de turbine BP en Inconel 718, Rapport de stage de période bloquée, Ecole des Mines de Paris (2002).
- [Cozar73] R. Cozar, A. Pineau Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys, Metallurgical Transactions, Vol 4, (1973), pp. 47-59.
- [Faym87] Y. C. Fayman, Microstructural characterization and elemental partitioning in a direct-aged superalloy (DA718), Materials Science and Engineering, Vol. 92 (1987), pp.159-171.
- [Gao96] M. Gao, S. Chen, D. G. Harlow and R. P. Wei, Preferential coarsening of γ'' precipitates in Inconel 718 during creep, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 27A, (1996), pp. 3391-3398.
- [He98] J. He, G. Han, S. Fukuyama and K. Yokogawa, Interfaces in a modified Inconel 718 with compact precipitates, Acta Materialia, Vol. 46, n°1, (1998), pp. 215-223.
- [Heur03] J. Heurtel, Communication privée, Centre des Matériaux Pierre-Marie Fourt, Ecole des Mines de Paris (2003).
- [Liu99] X. Liu, J. Dong, B. Tang, Y. Hu, X. Xie, Investigation of the abnormal effects of phosphorus on mechanical properties of Inconel 718 superalloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 270 n°2, (1999), pp. 190-196.
- [Liu01] X. Liu, J. Dong, X. Xie, K. M. Chang, The appearance of magnesium and its effect on the mechanical properties of Inconel 718 with low sulfur content, Materials Science and Engineering A, Vol. 303, (2001), pp. 262-266.
- [McKam98] C. G. McKamey, C. A. Carmichael, W.D.Cao and R.L. Kennedy, Creep properties of phosphorus+boron-modified alloy 718, Scripta Materialia, Vol. 38, n°3, (1998), pp. 485-491.
- [Mitch01] A. Mitchell, and T. Wang, Solidification and precipitation in IN718, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (2001), pp.81-90.
- [Pon01] S. Ponnelle, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effet de microstructure et de chargements complexes, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).
- [Sing03] J.B. Singh, M. Sundararaman, P. Munkhopadhyay, N. Prabhu, Effect of ternary Nb additions on the stability of the DO₂₂ structure of Ni₃V phase, Scripta Materialia, Vol. 48, (2003), pp. 261-267.
- [Sims87] C. T. Sims, N. S. Stoloff and W. C. Hagel, Superalloys II : High temperature materials for aerospace and industrial power, Wiley, (1987).
- [Spil99] J. G. Spilmont, Etude de la sensibilité à la fragilisation par l'hydrogène de l'alliage 718 en milieu primaire de réacteur à eau pressurisée. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1999).
- [Sun98] W. R. Sun, S. R. Guo, J. H. Lee, N. K. Park, Y. S. Yoo, S. J. Choe and Z. Q. Hu, Effects of phosphorus on the δ -Ni₃Nb phase precipitation and the stress rupture properties in alloy 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 247, n°1-2, (1998), pp. 173-179.

[Xue03] H. Xue, W. Lijun, X. Hui, L. Runguang, W. Shaogang, C. Zhonglin, Superplastic properties of Inconel 718, Journal of materials processing technology, Vol. 137, (2003), pp. 17-20.

[Zhou95] L. X. Zhou, T. N. Baker, Effects on dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought In-718 due to hot deformation, Materials Science and Engineering A, Vol. 196, (1995), pp. 89-95.

COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718

COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718.....	33
3.1. TRACTION.....	33
3.2. FLUAGE.....	35
3.3. FATIGUE	38
3.3.1. <i>Comportement</i>	38
3.3.2. <i>Durée de vie</i>	40
3.3.3. <i>Amorçage des fissures en fatigue dans l'alliage 718</i>	43
3.3.3.1. Amorçage en stade I.....	44
3.3.3.2. Amorçage sur particules.....	45
3.3.4. <i>Propagation</i>	47
3.3.4.1. Propagation de grandes fissures.....	47
3.3.4.2. Propagation de petites fissures.....	53
BIBLIOGRAPHIE.....	60

COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'INCONEL 718

Dans cette partie, nous présenterons les différentes caractéristiques mécaniques de l'alliage 718 ainsi que l'influence de différents paramètres microstructuraux sur celles-ci. Après avoir abordé rapidement les propriétés de l'alliage en traction et fluage, une attention plus particulière sera accordée au comportement en fatigue de l'alliage 718.

3.1. TRACTION

L'alliage 718 traité à l'état TR présente de bonnes propriétés mécaniques à hautes et basses températures. La **figure 29** présente l'évolution des propriétés de traction en fonction de la température. On note des allongements à rupture proches de 20% et cela pour un niveau de limite d'élasticité supérieur à 1000 MPa. Ces valeurs sont stables dans une large gamme de température : 20°C à 600°C. Au dessus de 650°C, les propriétés mécaniques de l'alliage se dégradent rapidement. On retrouve le domaine de superplasticité pour des températures voisines de 950°C.

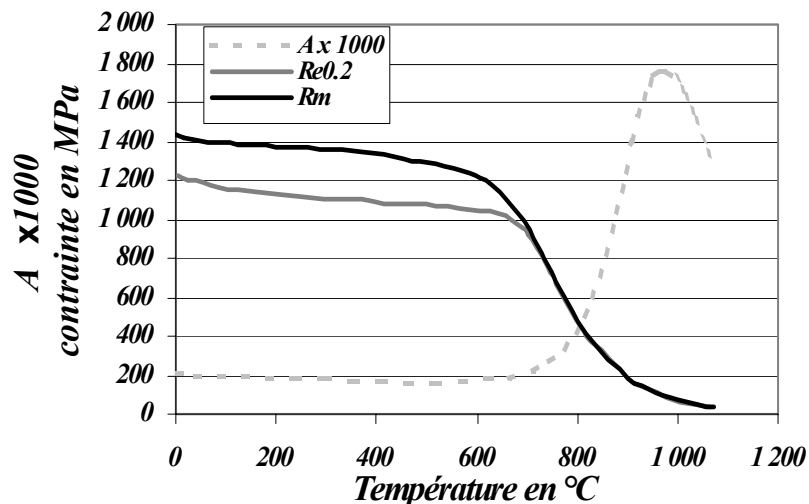


Figure 29: Evolution des caractéristiques de traction de l'alliage 718TR avec la température [AMS].

L'utilisation de l'alliage 718 à l'état DA permet un gain conséquent au niveau de la limite d'élasticité. De par sa taille de grain plus faible et la structure d'écrouissage issue des opérations de forgeage, sa limite d'élasticité est augmentée d'une vingtaine de pourcents par rapport à l'état TR. La **figure 30** compare les contraintes maximales en traction de l'alliage 718 à deux états TR (la traitement standard) et DA (Vieillissement direct) au René 95. On note la plus grande stabilité de l'alliage René 95 qui est élaboré par MDP (Métallurgie Des Poudres) et utilisé pour des applications à plus hautes températures. L'alliage 718 DA garde des propriétés supérieures à l'alliage TR sur toute la gamme de température.

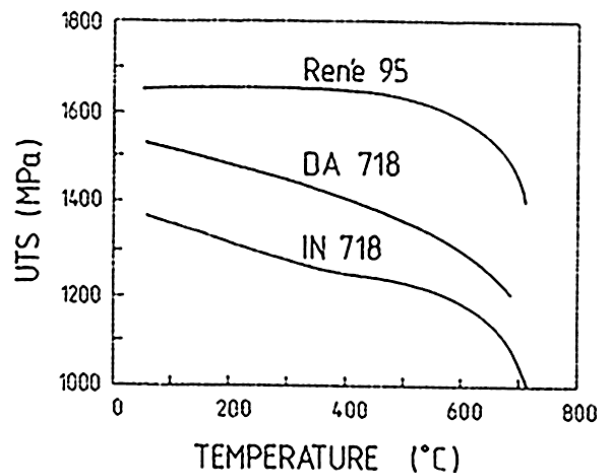


Figure 30 : Evolution de la résistance à la traction de trois alliages à base nickel (718 TR; 718 DA; René 95) en fonction de la température [Faym87].

Les conditions de traitement thermomécanique de l'alliage sont à l'origine des performances en traction de l'alliage 718. Le **tableau 2** compare le comportement d'un alliage DA et TR et cela pour différents sites de prélèvement et différentes températures. L'alliage DA (taille de grain : 10 μm) conduit à des niveaux de contraintes plus importants que l'état TR (taille de grain : 30 μm) alors que peu d'effets sont observables sur les allongements à rupture. On remarque des gains de l'ordre de 18% de limite d'élasticité au niveau de la surface et seulement 10% au demi rayon. Cette différence est sans doute due à l'écrouissage résiduel plus important en surface qu'en profondeur. Au niveau de la résistance maximale à la traction les gains sont encore plus faibles, l'écrouissage résiduel ayant pour principal effet de décaler la limite d'élasticité. Il est à noter que l'augmentation de la température ne conduit pas à une atténuation de ces tendances.

	<i>Re_{0,2}</i> (MPa)		<i>Rm</i> (MPa)		<i>A</i> (%)	
	<i>DA</i>	<i>TR</i>	<i>DA</i>	<i>TR</i>	<i>DA</i>	<i>TR</i>
	RT					
<i>Surf</i>	1426	1205	1529	1419	18	21
<i>M, R</i>	1302	1164	1440	1378	22	22
	260°C					
<i>Surf</i>	1329	1130	1426	1295	16	21
<i>M, R</i>	1191	1082	1337	1247	21	22
	650°C					
<i>M, R</i>	1081	992	1212	1116	25	22

Tableau 2: Tableau récapitulatif des caractéristiques de l'état DA et TR obtenues en traction à différentes températures et pour deux zones de prélèvement dans une billette forgée: M, R pour demi rayon et en surface [Jack91].

Dans certains cas, l'environnement peut avoir une incidence sur les propriétés en traction de l'alliage 718. Fournier, & al. [Four01] ont observé une variation de l'allongement à rupture à 600°C pour une faible vitesse de déformation de 5.10^{-7} s^{-1} entre un essai sous air et sous vide. Cette variation est à attribuer au changement du mécanisme de rupture qui passe de transgranulaire sous vide à intergranulaire sous air.

3.2. FLUAGE

L'alliage 718 en fonction de son état microstructural peut avoir des comportements en fluage variables. La **figure 31** compare les temps à 0.2% d'allongement de quatre états différents : l'état TR, DA, DA survieilli (DA + 5 h à 750°C) et DT (Damage Tolerance : survieillissement de 50 h à 750°C). On note sur cette figure, pour les faibles contraintes que les comportements des états DT et TR sont assez proches. La température de fluage étant située dans la même gamme de température que le traitement thermique, les états microstructuraux TR et DT deviennent proches, pour ces temps de fluage importants. L'alliage DA présente des vitesses de fluage plus importantes. La densité initiale de dislocations dans le matériau étant plus importante dans l'état DA que dans l'état TR et DT, sa vitesse de fluage est plus importante [Dyson74].

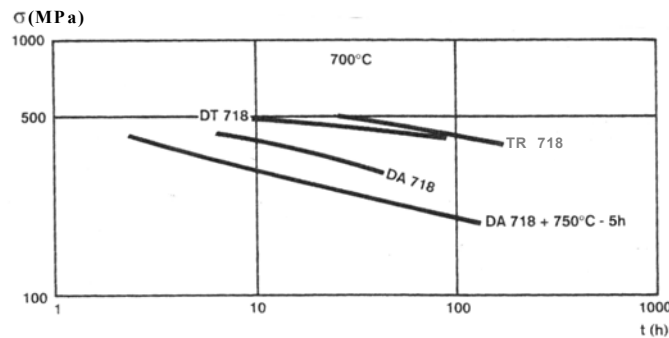


Figure 31: Courbes de fluage à 0.2% d'allongement à 700°C de l'alliage 718 TR; DA (revenu direct); DA+survieillissement et DT (Damage Tolerant) [Guedou94].

La taille de grain est un paramètre important pour la tenue en fluage. L'obtention de faibles tailles de grain passe par l'utilisation de traitements thermomécaniques. Pierraggi et Uginet [Piera94] ont quantifié l'effet de la taille de grain sur la tenue en fluage (c. f. **figure 32**). Ces essais ont été réalisés sur une billette forgée puis remise en solution à 970°C suivi du revenu classique de l'alliage 718TR (720°C pendant 8 h refroidissement à 50°C/h puis 620°C pendant 8h). Ils observent un effet néfaste de la diminution de la taille de grain sur la tenue en fluage. Pour ces essais à taille de grain donnée, la taille et la morphologie de la phase δ ont été maintenues constantes. Il a, de plus, été remarqué par les auteurs un effet de la morphologie de la phase δ sur la tenue en fluage. A titre d'exemple, pour une taille de grain homogène de 9/10 ASTM (10-15 μm), le temps à rupture à 650°C pour une contrainte de 690 MPa est de 250 heures lorsque la morphologie de la phase δ est globulaire et seulement de 70 heures lorsqu'elle est aciculaire.

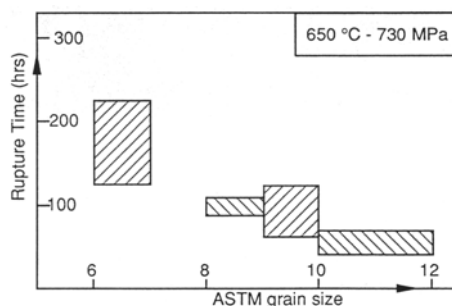


Figure 32: Effet de la taille de grain sur le temps à rupture [Piera94].

Pour des tailles de grain plus importantes et des traitement thermiques différents, Chen et Chaturvedi [Chen97b] ont observé un effet inverse de la taille de grain. Dans leur cas le traitement d'hyper trempe est réalisé à 1020°C suivie d'un traitement de précipitation de la

phase δ et d'un revenu de 25h à 725°C. Il n'y a pas d'écrouissage résiduel et leurs résultats ne prennent en compte que les paramètres microstructuraux. Leurs essais sont réalisés pour deux fractions linéiques de phase δ (sans phase δ et avec 67% de phase δ) au niveau des joints de grain et montrent aussi l'influence de cette phase sur la tenue en fatigue. Le renforcement des joints de grains par la phase δ est un paramètre métallurgique important pour la tenue en fluage. Cette amélioration notable des propriétés en fluage allongement et rupture est présentée aux **figures 33** et **34**. Il est donc important, pour la tenue des pièces en fluage, de maîtriser la précipitation de la phase δ lors des traitements thermomécaniques des pièces industrielles.

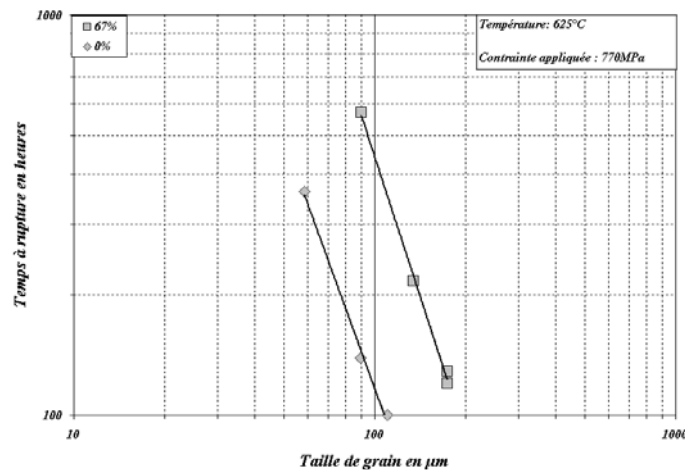


Figure 33: Effet de la taille de grain et de la fraction linéique de phase δ sur les temps à rupture en fluage de l'alliage 718 [Chen97b].

Cet effet de la fraction linéique de phase δ aux joints de grain peut aussi être représenté par l'intermédiaire de la constante de Monkman-Grant (produit de la vitesse stationnaire de fluage et du temps à rupture). Cette constante est caractéristique de la ductilité de l'alliage. On observe sur la **figure 34** une fraction de phase δ (45%) au delà de laquelle un effet bénéfique sur la tenue en fluage est observé.

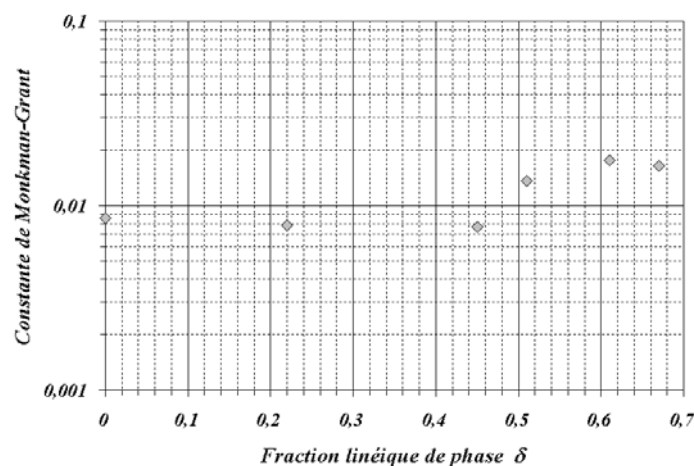


Figure 34: Evolution de la constante de Monkman-Grant en fonction de la fraction linéique de phase δ au joint de grain [Chen97b].

Schafrik & al. [Scha01] ont observé un effet inverse de la fraction de phase δ sur la tenue en fluage. Ces résultats présentés à la **figure 35**, sont obtenus pour des traitements thermomécaniques de type DA. La variation de la fraction de phase δ est obtenue par modification de la température de forgeage. Il est probable, dans ces conditions, qu'une variation de la taille de grain ainsi que de l'écrouissage résiduel soit aussi associée à la

variation de la fraction de phase δ . Ces variations pourraient être à l'origine de cet effet inverse.

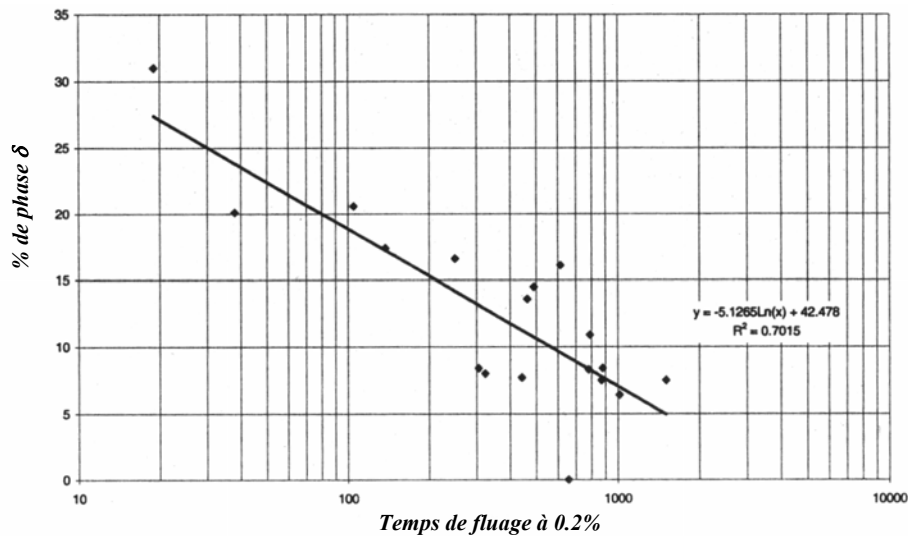


Figure 35: Evolution du comportement en fluage de l'alliage 718DA avec la fraction de phase δ à 593°C sous 857 MPa [Scha01].

La **figure 36** présente l'effet de nombreux paramètres métallurgiques sur les vitesses de propagation des fissures en fluage. Quatre microstructures sont étudiées l'état TR, DA, TR survieilli et une structure à collier. La propagation de fissures en fluage à 700°C de l'alliage à petit grain, DA (2 à 8 μm), présente des vitesses bien inférieures à celles de la structure TR à taille de grain plus importante (20-40 μm). Lynch & al. [Lynch94] attribuent ces écarts aux vitesses de relaxation des contraintes qui sont supérieures dans le cas de l'alliage DA à celles de l'alliage standard TR. Les écarts de limites d'élasticité peuvent aussi expliquer le comportement en fissuration de l'état DA.

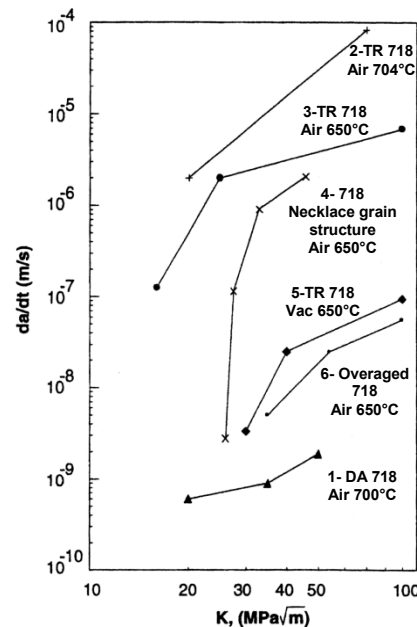


Figure 36: Courbes de fissuration en fluage de l'alliage 718 pour différentes microstructures [Lynch94].

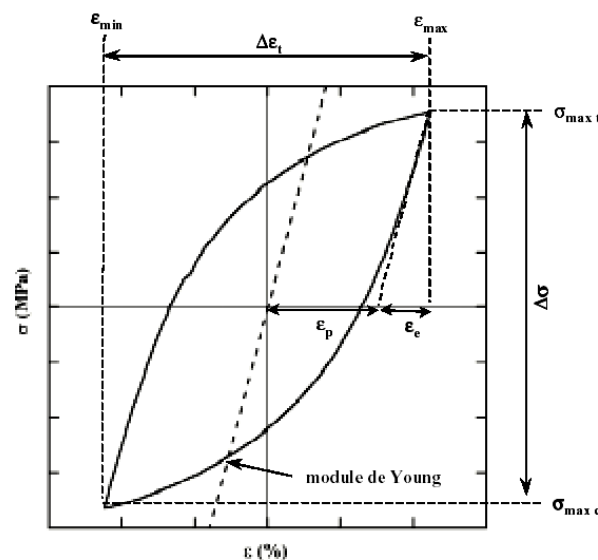
On retrouve sur cette figure, l'effet de la phase δ avec des vitesses de propagation de deux ordres de grandeur inférieurs pour l'alliage survieilli par rapport à l'alliage 718TR. Cet effet du survieillissement sur la tenue en fluage est en bon accord avec les résultats obtenus par

Wilson [Wilson73] sur des éprouvettes à fort K_t (>20) et plus récemment ceux de Guédou & al. [Guedou94]. La propagation sous vide présente des vitesses bien inférieures à celles obtenues sur la même structure sous air. Cet écart de deux ordres de grandeur est lié à la fragilisation des joints de grain par l'oxygène.

3.3. FATIGUE

3.3.1. COMPOTEMENT

Lors d'un essai de fatigue oligocyclique, le matériau décrit une boucle d'hystérésis dont les paramètres sont utilisés dans différents modèles pour prédire la durée de vie en fatigue. La **figure 37** présente une boucle de fatigue avec ces grandeurs caractéristiques qui seront réutilisées par la suite.



$\sigma_{\max t}$ OU σ_{\max} : contrainte maximale de traction ϵ_p : déformation plastique
 $\sigma_{\max c}$ OU σ_{\min} : contrainte maximale de compression $\Delta\epsilon_t$: amplitude de déformation totale
 $\Delta\sigma = \sigma_{\max t} - \sigma_{\max c}$: amplitude de contrainte ϵ_e : déformation élastique
 $\Delta\epsilon_t / 2 = (\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}) / 2 = \epsilon_p + \epsilon_e$

Figure 37: Représentation schématique d'une boucle de fatigue et de ses variables caractéristiques.

Il existe deux types de comportements cycliques pour les matériaux :

- ❑ le durcissement cyclique qui consiste en un renforcement du matériau lors de l'essai. Si l'essai est conduit en contrôle de déformation, on assistera à une augmentation de l'amplitude de la contrainte avec le nombre de cycles. Si l'essai est mené par pilotage de la contrainte, on assistera à une diminution de l'amplitude de déformation plastique avec le nombre de cycles.
- ❑ l'adoucissement cyclique qui se traduit par une diminution de la résistance du matériau lors de l'essai. Dans ce cas, la réponse est opposée à celle observée précédemment comme le montre la **figure 38**.

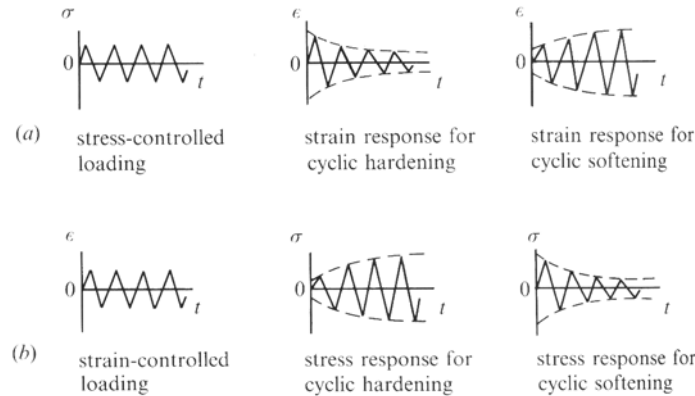


Figure 38: Effet du type de chargement sur la réponse cyclique du matériau [Suresh98].

L'alliage 718 s'adoucit cycliquement comme le montre la **figure 39.a**. Ce phénomène, dans le cas de l'alliage 718, est lié au cisaillement des précipités durcissants. La résistance au franchissement par les dislocations des précipités est la source du durcissement de cet alliage. Une fois cisailés, ils opposent moins de résistance ce qui conduit à l'adoucissement de l'alliage. Ce cisaillement des précipités est présenté dans le cas du Waspaloy à 650°C **figure 39.b**.

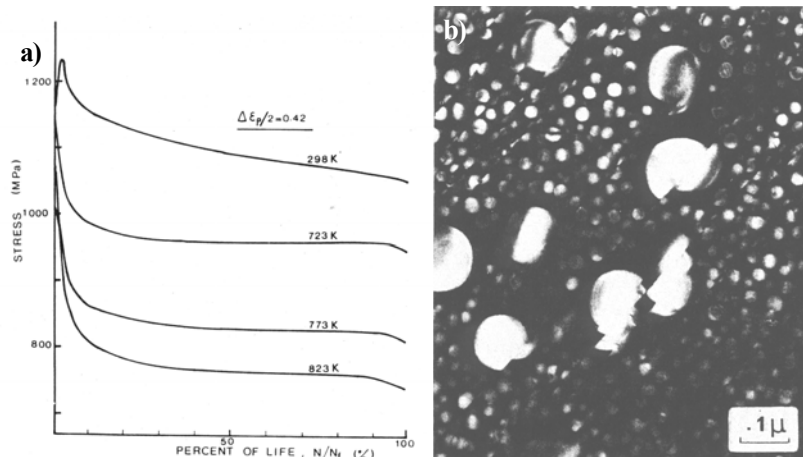


Figure 39: a) Courbes d'adoucissement cyclique de l'alliage 718 à différentes températures [Four77b] ; b) Cisaillement des précipités de γ' source de l'adoucissement du Waspaloy à 650°C lors d'un essai de fatigue à $\Delta \epsilon_p/2 = 2 \cdot 10^{-3}$ [Clavel82b].

L'évolution du comportement du matériau avec la température traduit directement l'évolution de ces performances avec la température. La **figure 40** présente les courbes de traction cyclique et monotone à différentes températures. On y retrouve principalement l'effet de la température sur le niveau de contrainte mais aussi un effet microstructural. On note à 650°C un comportement assez différent des séries d'essais. Ces écarts sont en grande partie à attribuer à l'affinement de taille des grains des produits industriels entre 1980 et 2001. L'écrouissage résiduel, dans le cas des pièces forgées, contribue à l'augmentation de la contrainte. La méthode d'obtention de ces courbes est aussi un des paramètres influençant directement le résultat. Dans le cas des résultats de Clavel [Clavel80] et Fournier [Four77a], les valeurs sont relevées à demi-durée de vie. Pour ceux de Ponnelle [Pon01], elles sont obtenues à l'aide d'essais de fatigue incrémentale à un nombre de cycles relativement faible (~50) par rapport à la demi-durée de vie. Effectuer plusieurs mesures de comportement sur une même éprouvette pour des niveaux de déformation croissants conduit à surestimer la contrainte pour les faibles déformations. Lors de la mesure, les boucles de fatigue ne sont pas forcément encore stabilisées, ce qui peut aussi expliquer ces écarts.

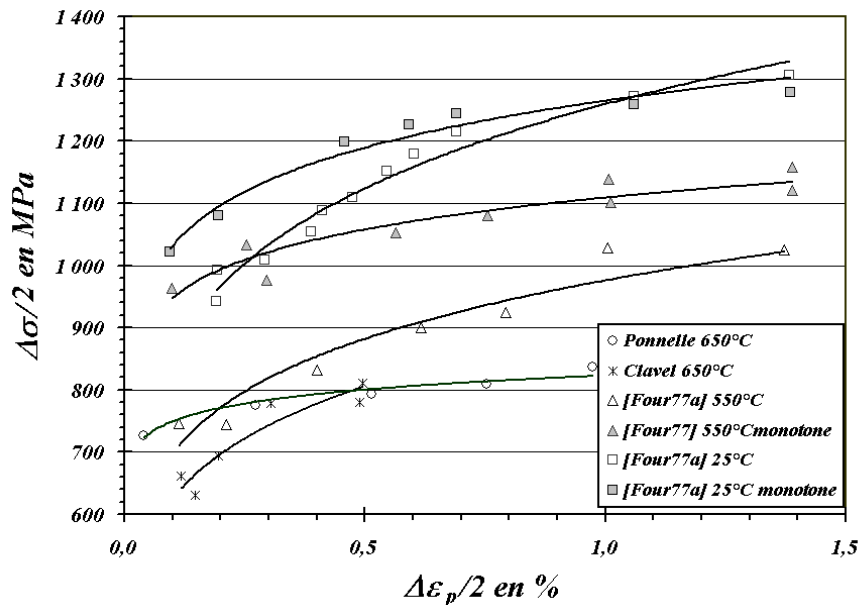


Figure 40: Courbes d'écrouissage cyclique et monotone de l'alliage 718 à différentes températures.

3.3.2. DUREE DE VIE

On peut distinguer deux types d'approche de la fatigue : l'approche en contrainte et en déformation. La **figure 41** présente pour l'alliage 718 à température ambiante ces deux types de représentation de la durée de vie. On note que l'approche en contrainte est plus adaptée pour la recherche de la limite d'endurance. La **figure 41.a** met aussi en évidence l'effet du prélèvement sur cette limite. Le sens long présente une limite d'endurance supérieure aux sens travers. Ce phénomène de fibrage se retrouve aussi au niveau des vitesses de propagation [Pon01] ; [Pedr82b].

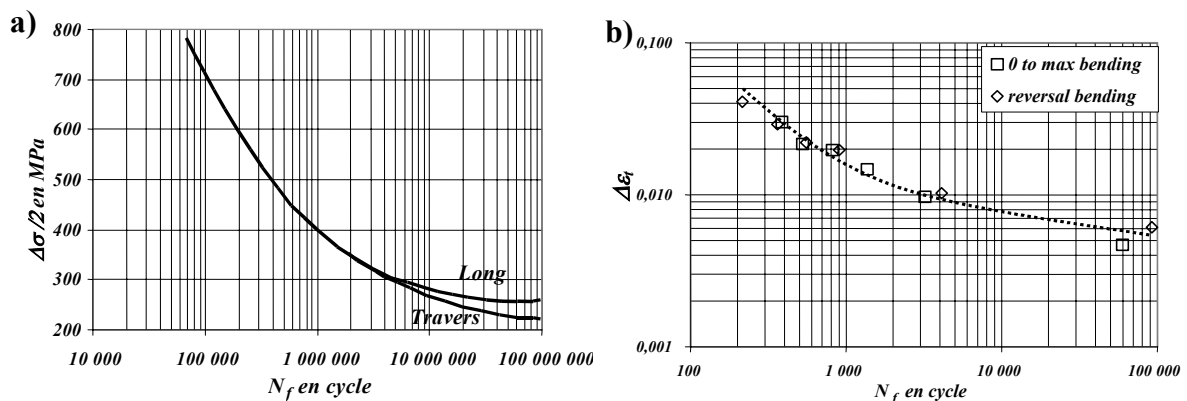


Figure 41: Courbes d'endurance de l'alliage 718 à température ambiante a) Obtenue sur tôle en flexion plane et pour une taille de grain de 50 μm ; b) en déformation totale [AMS].

D'autres paramètres ont des effets sur la tenue en fatigue et en particulier le mode d'usinage des pièces [Lieu03]; [Fordh97]. L'effet du mode d'usinage sur la durée de vie en fatigue est, en règle générale, relié à l'écrouissage résiduel, la rugosité et les contraintes résiduelles. La **figure 42.a** présente l'effet du mode d'usinage sur le profil de microdureté en surface. La confrontation des profils de microdureté aux courbes d'endurance (**figure 42.b**) met en avant l'influence des autres paramètres sur la durée de vie en fatigue. L'usinage par électroérosion (EDM) seulement conduit à une forte dureté superficielle mais il produit aussi une forte rugosité qui vient diminuer les performances en fatigue. L'usinage laser (LBM)

présente une faible dureté superficielle ainsi qu'une forte rugosité induite par les pulses du laser, ce qui explique les faibles performances en fatigue. L'estampage (Stamped) présente, quant à lui, un bon compromis puisqu'il offre une faible rugosité ainsi qu'un durcissement superficiel. Les meilleures performances en fatigue sont obtenues en effectuant après électroérosion un grenaillage fin (EDM/S. P.) qui permet de réduire la rugosité et d'introduire des contraintes résiduelles de compression.

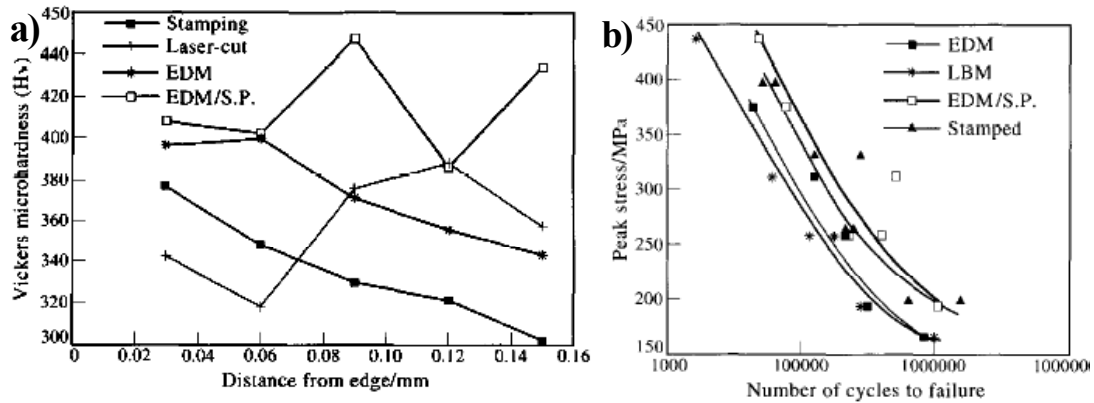


Figure 42: Effets du mode d'usinage sur a) la dureté de la couche superficielle de l'alliage ; b) Durée de vie en fatigue à 20°C [Fordh97].

Ces résultats sont en accord avec ceux de Lieurade & al. [Lieu03]. Ces auteurs ont comparé les rapports de limite d'endurance d'éprouvettes obtenues par différents modes d'usinage à celle obtenue par rectification douce. Ces résultats sont présentés dans le **tableau 3**. Dans son cas, on retrouve la forte influence des contraintes résiduelles de compression. L'usinage par électroérosion présente, là aussi, les plus mauvais résultats.

Opération d'usinage	σ_D (à 2.10^7 cycles) en MPa	$\sigma_D / \sigma_{D \text{ (rectif)}}$
Rectification douce	410	1
Usinage électrochimique	277	0.65
Rectification conventionnelle	165	0.4
Usinage par électroérosion	150	0.37

Tableau 3: Effet des conditions d'usinage sur la limite d'endurance de l'Inconel 718 (44 HRC) [Lieu03].

La taille de grain, d , est un des paramètres influençant directement la durée de vie en fatigue. Sa diminution conduit de manière générale à une amélioration des propriétés en fatigue. C'est aussi l'un des paramètres métallurgiques les plus faciles à modifier, conduisant à une amélioration de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction. Celles-ci suivent la loi de Hall et Petch :

$$R_p = \frac{\delta_{Rp}}{\sqrt{d}} + R_{p0} \text{ et } R_m = \frac{\delta_{Rm}}{\sqrt{d}} + R_{m0} \quad (1)$$

La fatigue se trouve indirectement affectée par cet effet. Pour une sollicitation en contrainte imposée, lorsque la limite d'élasticité de l'alliage augmente, l'amplitude de déformation plastique associée diminue. La durée de vie étant liée à la plasticité, pour une même contrainte, l'augmentation de la limite d'élasticité conduit directement à une augmentation du nombre de cycles à rupture. La **figure 43** montre cette influence de la taille de grain sur la limite d'endurance de l'alliage 718. On note sur cette figure, que pour une taille de grain de 150 μm la limite d'endurance est en moyenne inférieure à 400 MPa. Elle est supérieure à 600 MPa pour une taille de grain de 12,5 μm . Pour certains alliages, on peut retrouver une relation de type Hall et Petch entre la limite d'endurance et la taille de grain.

En revanche, pour une sollicitation en déformation imposée, l'augmentation de la limite d'élasticité vient à la fois diminuer l'amplitude de déformation plastique mais aussi augmenter le niveau de contrainte. Dans ce cas, l'augmentation de la limite d'élasticité ne conduit pas nécessairement à une augmentation de la durée de vie puisque le niveau de contrainte est augmenté.

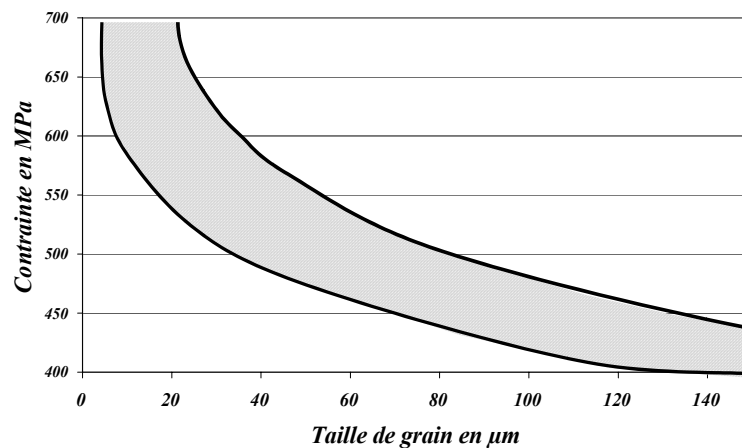


Figure 43: Effet de la taille de grain sur la limite d'endurance de l'alliage 718 à température ambiante; essais réalisés en flexion rotative [AMS].

En règle générale, plus la durée de vie augmente et plus la part de durée de vie occupée par l'amorçage est importante. La **figure 44** montre la part d'amorçage sur la durée de vie dans l'alliage 718 [Jacq83]. La durée de l'amorçage est définie dans ce cas comme étant le nombre de cycles nécessaire à la fissure qui entraînera la rupture de l'éprouvette pour atteindre la taille d'un grain. Cette courbe est uniquement valable pour un alliage amorçant en fatigue par localisation de la déformation dans les bandes de glissement intense (BGI). Dans ce cas, plus la plasticité sera réduite et plus le nombre de cycles à l'amorçage sera important.

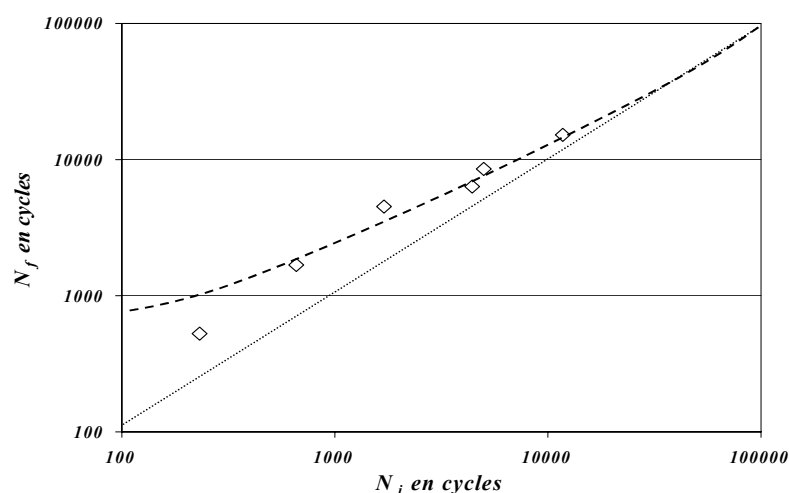


Figure 44: Proportion de la durée de vie occupée par l'amorçage des fissures pour l'alliage 718 à 20°C [Jacq83].

Un des paramètres agissant fortement sur la durée de vie en fatigue est la température. Elle agit directement sur le comportement ainsi que sur le mode d'endommagement en induisant, dans le cas de l'alliage 718, une fragilisation intergranulaire par oxydation. La **figure 45** présente les courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à différentes températures. On note, comme pour les propriétés en traction, un effet relativement faible de la température

sur la tenue en fatigue entre 25 et 500°C et un autre bien plus marqué entre 600 et 650°C. Cet effet est lié à l'évolution rapide du comportement de l'alliage et de la vitesse d'oxydation dans cette gamme de température.

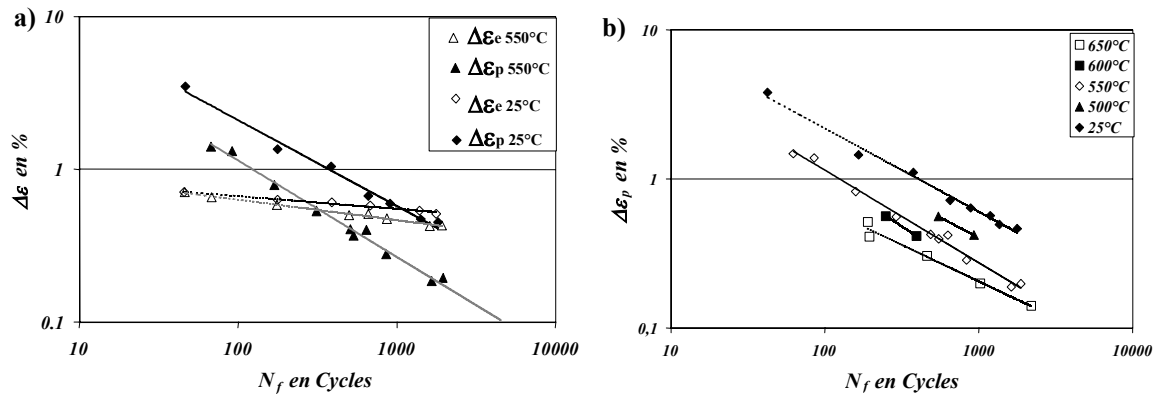


Figure 45 : Courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à différentes températures a) Influence de l'amplitude de déformation plastique et élastique sur la durée de vie b) Effet de la température [Four77b].

Dans le cas de l'alliage 718, on n'observe pas une pente unique sur les courbes de Manson Coffin. Pour les nombres de cycles à rupture importants on peut observer une rupture de la pente. Ce type de comportement a été observé à température ambiante par Clavel & al. [Clavel82] et, plus récemment, par Bhattacharya & al. [Bhatt97]. Il est associé à un changement du mode de déformation (*figure 46*). Pour les faibles déformations, le mode de déformation plastique est principalement le micromaclage alors que pour des déformations plastiques plus importantes, il s'agit de la localisation de la déformation dans les bandes de glissement. Ce changement de mode de déformation conduit probablement à des cinétiques d'amorçage de fissures en fatigue différentes et de ce fait, à des nombres de cycles à rupture différents.

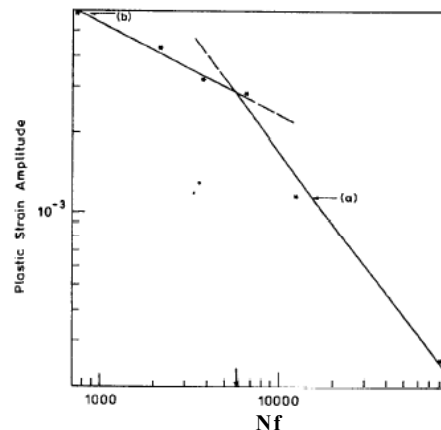


Figure 46: Courbes de Manson Coffin de l'alliage 718 à deux pentes obtenues à température ambiante pour des faibles déformations plastiques [Bhatt97].

3.3.3. AMORÇAGE DES FISSURES EN FATIGUE DANS L'ALLIAGE 718

On distinguera ici deux types d'amorçage : les amorçages sur grain en Stade I et les amorçages sur particules de seconde phase et hétérogénéités. La *figure 47* schématise ces deux cas: un amorçage en Stade I suivi de la propagation en Stade II et un amorçage sur particule subsurfacique.

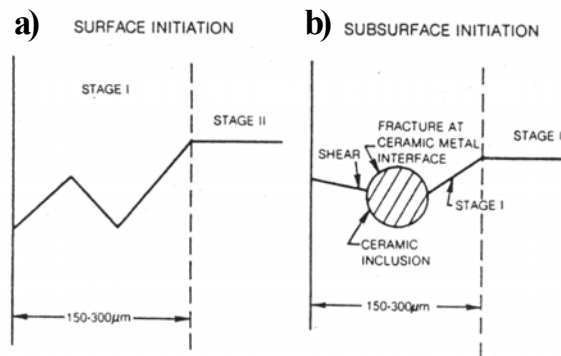


Figure 47: Représentation schématique en coupe de l'amorçage a) En Stade I ; b) Sur une inclusion subsurfacique [Jabl81].

L'optimisation des paramètres thermomécaniques d'élaboration a donné lieu à l'alliage 718 DA. Ce traitement permet un accroissement considérable de la limite d'élasticité et de la contrainte à rupture de cet alliage. Cette augmentation des propriétés est due à deux sources principales : la diminution de la taille de grain et une augmentation de l'écrouissage résiduel. Les pièces ne subissant plus de traitement d'hyper trempe après forgeage, cet écrouissage résiduel n'est pas relaxé. Les écrouissages résiduels étant hérités du forgeage, ils sont dépendants du niveau de déformation local. Dans une pièce industrielle, on observe donc un comportement moins homogène que dans le cas du traitement TR. De plus, ces variations des propriétés donnent lieu à un changement de mécanisme d'amorçage. Alors qu'un alliage à gros grains avec peu d'écrouissage résiduel donne préférentiellement lieu à des amorçages en Stade I, l'alliage à plus haute résistance (grain fin et fort écrouissage résiduel) privilégie l'amorçage sur particules [Zerr00] (c. f. *figure 6*). Ces amorçages sur particules, conduisent à de faibles durées de vie. Dans certains cas, on peut observer des abattements de durée de vie de deux ordres de grandeur par rapport à la durée de vie obtenue lors d'un amorçage en stade I pour une même sollicitation.

3.3.3.1. Amorçage en stade I

L'alliage 718, lorsque sa taille de grain est importante, favorise les amorçages sur grains. Des observations d'amorçage de fissures sur BGI (Bandes de Glissement Intense) dans l'Inconel 718 ont été effectuées par Fournier [Four77a] et Clavel [Clavel82]. La *figure 48* présente une fissure de Stade I observée a) sur le fût d'une éprouvette ; b) sur une coupe longitudinale. Sur la coupe, on note l'amorçage de la fissure selon un plan différent du plan normal à la direction de sollicitation, ce qui est caractéristique d'un amorçage en Stade I. La fissure se propage ensuite en Stade II dans le plan normal à la direction de sollicitation dès qu'elle a atteint une dimension proche de celle de la taille de grain.

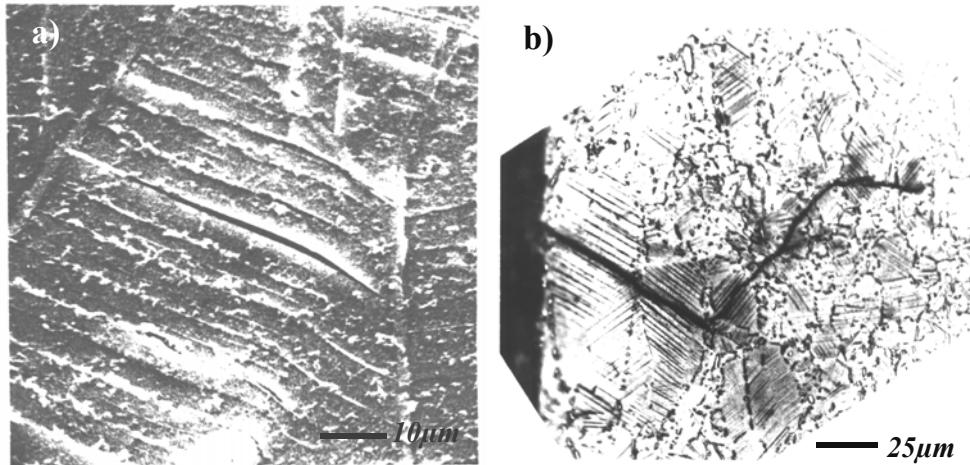


Figure 48: Observations par MEB et MO de l'amorçage de fissure en fatigue à 25°C dans l'Inco 718 : a) Essai à $\Delta\epsilon_p/2=\pm 0.62\%$, $N_f=924$ cycles ; b) Coupe longitudinale d'une éprouvette testée à $\Delta\epsilon_p/2=\pm 0.4\%$ [Four77a].

La formation des fissures de Stade I est liée à l'amplitude de déformation plastique appliquée lors de la sollicitation en fatigue. Des mesures de distances entre les BGI, pour différentes amplitudes de déformation plastique ont été réalisées par Clavel [Clavel82] pour l'alliage 718 et le waspaloy (c f. **figure 49**). L'évolution de la distance entre les bandes de glissement avec l'amplitude de déformation plastique est, pour ces deux alliages, de la forme :

$$l = l_0 \Delta\epsilon_p^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

où l est distance entre bandes et l_0 : une constante.

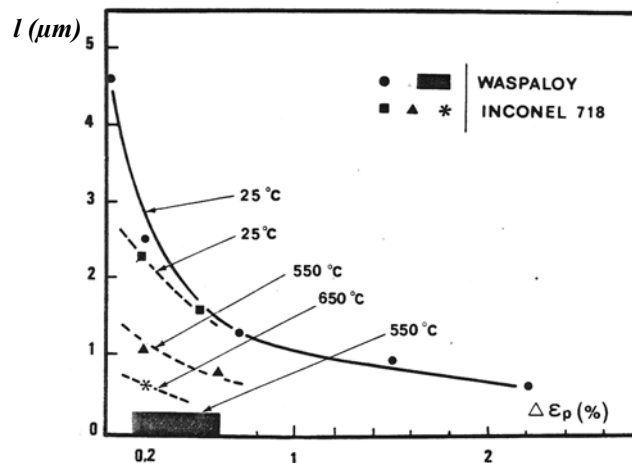


Figure 49: Effet de la plasticité sur les amorçages en Stade I: évolution de la distance interbandes, l , en fonction de l'amplitude de déformation plastique [Clavel82a].

3.3.3.2. Amorçage sur particules

Pour le cas de l'alliage 718, à chaud, l'oxydation a un effet sur l'amorçage des fissures de fatigue. Les carbures de niobium, présents dans l'alliage 718, sont sujets à une oxydation préférentielle [Conno03]. Cette affinité du niobium pour l'oxygène conduit, à 600°C, à l'oxydation des carbures pour des temps relativement faibles : 30 min à 1h. Cette oxydation s'accompagne d'une expansion volumique dont le coefficient est supérieur à 2. Ce coefficient est le rapport entre le volume initial et le volume final après oxydation. Les carbures subsurfaciques sont du fait de cette expansion, des sites privilégiés pour l'amorçage des

fissures en fatigue. La **figure 50** schématise les différents cas de figure observés en fonction de la position initiale du carbure par rapport à la surface.

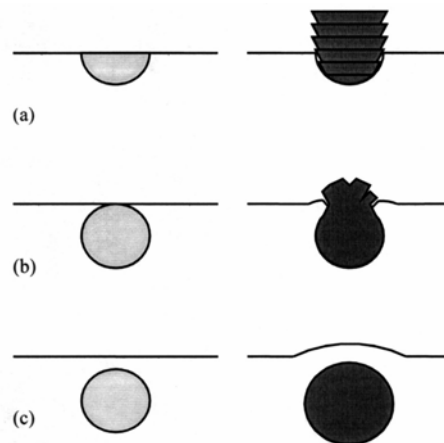


Figure 50: Présentation des différentes configurations de formation, d'oxyde de niobium Nb_2O_5 à partir de carbure de niobium NbC en fonction de la position du carbure par rapport à la surface [Conno03].

Les **figures 51 à 53** montrent ces différents cas de figure. La formation de strates (cas a) présentée en **figure 51** est obtenue pour des faibles temps d'oxydation. L'expansion volumique est contrôlée par les frottements latéraux avec la matrice, ce qui conduit à la formation de ces strates.

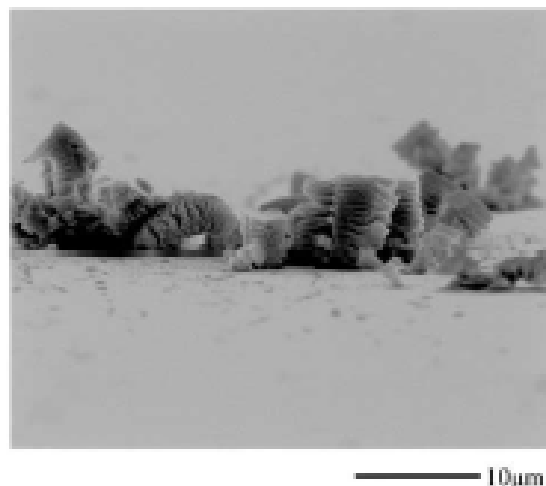


Figure 51: Formation d'oxyde de niobium Nb_2O_5 à partir de carbure de niobium NbC en strates lors d'une oxydation de 16h à 550°C [Conno03].

L'éruption complète est présentée **figure 52** dans le cas de l'oxydation seule [Conno03] et dans le cas de fissures observées sur le fût d'une éprouvette de fatigue. Dans ce cas, la particule subsurfacique vient déchirer la surface et termine son expansion en surface. Pour la tenue en fatigue, ces deux premiers types de défaut de surface ont sans doute un comportement proche de celui d'un trou.

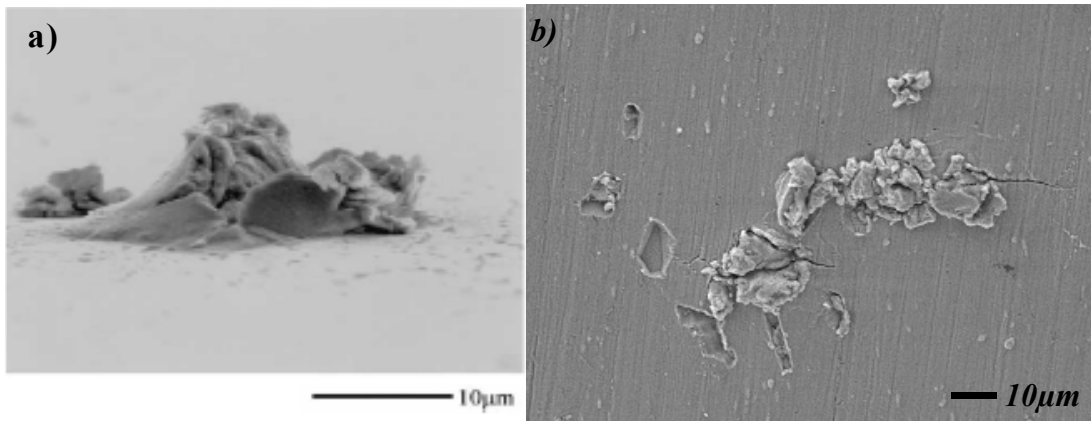


Figure 52: Emergence complète de l'oxyde de niobium en surface a) en vue rasante [Conno03] ; b) Observation de fissures de fatigue amorçées sur l'émergence d'oxyde de niobium pour un essai avec temps de maintien à 600°C (1.5sec-90sec-1.5sec) avec $R\sigma=0$ et $\varepsilon_{max}=1.3\%$.

Le dernier cas de figure, **figure 53**, est celui de la particule subsurfacique donnant lieu à un gonflement de la surface. Ce cas est le plus néfaste pour la tenue en fatigue. La matrice au voisinage de l'inclusion est maintenue en tension et sera, de ce fait, un site privilégié pour l'amorçage des fissures en fatigue. De plus, une fois la particule fissurée, il y a en général une propagation rapide jusqu'à la surface. On peut dans ce cas considérer schématiquement la taille de la fissure à l'amorçage comme celle d'une fissure dont le front est défini par la ligne en pointillés [Clém84]. Il est bien évident que cette approche de taille équivalente ne s'applique qu'à des défauts surfaciques et subsurfaciques et non à des particules « internes ».

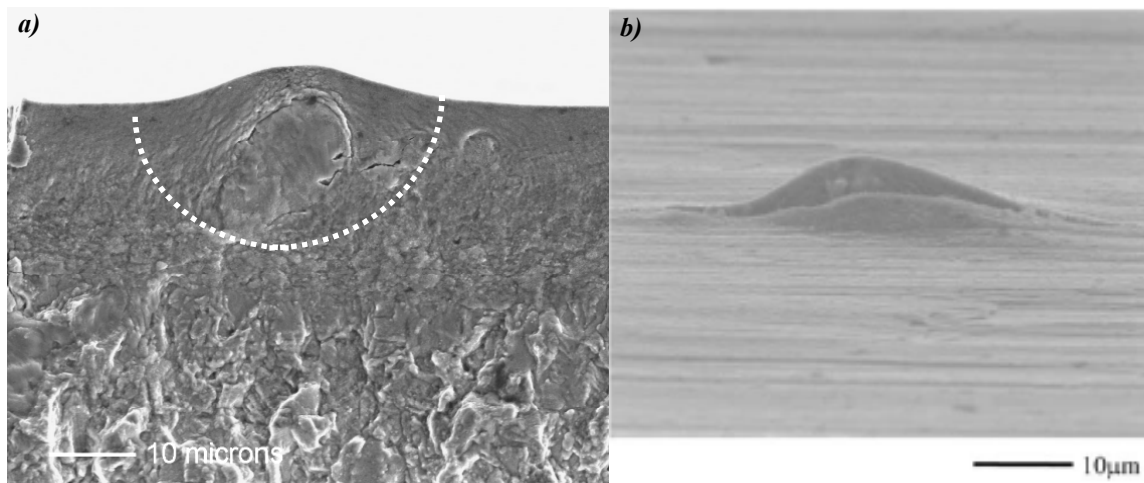


Figure 53: Observation de fissures de fatigue obtenues lors d'essais essai de fatigue en flexion trois point à 600°C avec $K_t=2.08$, $\sigma_{max}=750-790$ MPa et $R\sigma=0.2$ [Conno03]; a) Observation du faciès de rupture: amorçage de la fissure principale sur le gonflement de la surface dû à l'oxydation d'un carbure de niobium subsurfacique; b) Observation du fond d'entaille: amorçage d'une fissure secondaire de fatigue amorçée sur un carbure de niobium oxydé en souscouche

3.3.4. PROPAGATION

3.3.4.1. Propagation de grandes fissures

La vitesse de propagation des fissures dépend de nombreux paramètres matériau et mécaniques. Le type de propagation est souvent le premier indicateur de vitesse de propagation:

- ❑ la propagation intergranulaire donne, en général, lieu à des vitesses de propagation élevées (c. f. **figure 54.a**).
- ❑ la propagation transgranulaire engendre, quant à elle, des vitesses de propagation les plus faibles (c. f. **figure 54.b**).

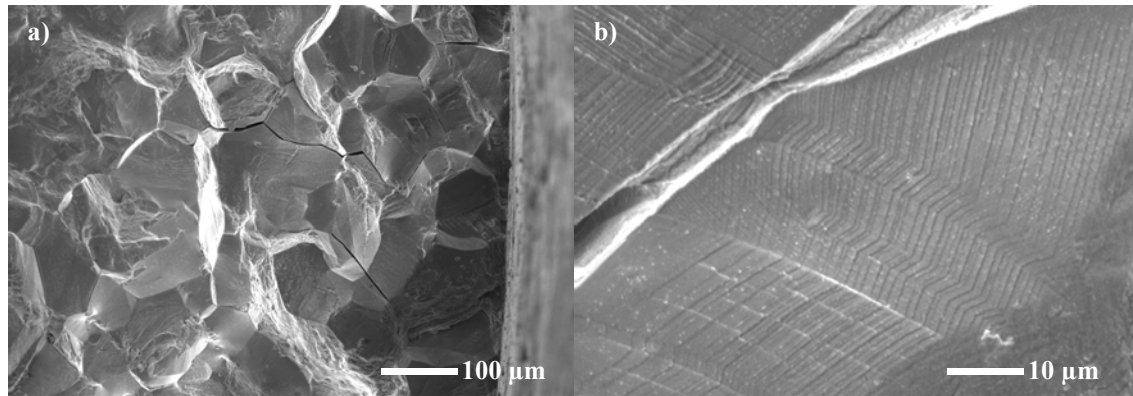


Figure 54: Faciès caractéristique de propagation de l'Inco 718 a) intergranulaire; b) transgranulaire.

Certains paramètres favorisent la propagation intergranulaire et d'autres la propagation transgranulaire. La propagation intergranulaire est, dans le cas de l'alliage 718, liée à l'oxydation. L'oxydation étant un mécanisme diffusionnel, dépend principalement du temps et de la température. La vitesse de propagation sera donc d'autant plus importante que la fréquence sera faible. Un essai sous vide ou atmosphère inerte, par ce biais, conduit à des vitesses de propagation plus faibles et à une propagation transgranulaire. Ce mécanisme de fragilisation intergranulaire par oxydation a bien été mis en évidence par Molins & al. [Molins97b]. L'existence d'une pression partielle d'oxygène de transition a été identifiée. Au delà de cette pression, la fragilisation des joints de grain est présente (c. f. **figure 55**).

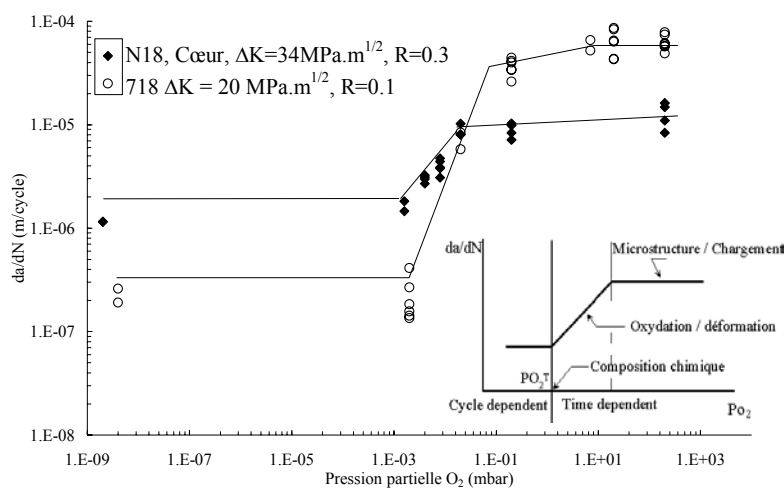


Figure 55: Effet de la pression partielle d'oxygène sur les vitesses de propagation des fissures à chaud pour deux alliages à base nickel à 650°C.

La fragilisation est due à la formation d'oxydes fragiles au niveau des joints de grain. La nature de cet oxyde suscite encore des divergences. D'après Andrieu & al. [Andrieu91], en dessous de la pression partielle de transition, l'oxyde produit en surface est l'oxyde de chrome Cr_2O_3 qui forme une couche passivante sur la surface de rupture et empêche la diffusion de l'oxygène. Au dessus de cette pression de transition, ce sont les oxydes poreux de fer et de nickel qui se forment. Gao & al. [Gao94] attribuent la fragilisation à la formation d'oxyde de niobium au niveau des joints de grain. En effet, comme le montre la **figure 56.a**, lors d'un

maintien de une heure à des températures élevées, on observe, sur un monocristal d'alliage 718, la ségrégation de niobium en surface. Le niobium est un élément avide d'oxygène et forme un oxyde poreux (Nb_2O_5). On peut remarquer sur la **figure 56.b** la présence de « carbure de niobium » sur un faciès de rupture (essai de fluage à 700°C sous 100 KPa de pression partielle d'oxygène) qui est sans doute, de par sa morphologie, de l'oxyde de niobium Nb_2O_5 . Celui-ci se serait formé à partir d'un carbure de niobium. L'oxydation du carbure de niobium s'accompagne, là aussi, d'une expansion volumique [Conno03]. On peut imaginer que la formation de l'oxyde de niobium joue un rôle dans l'ouverture des joints de grain.

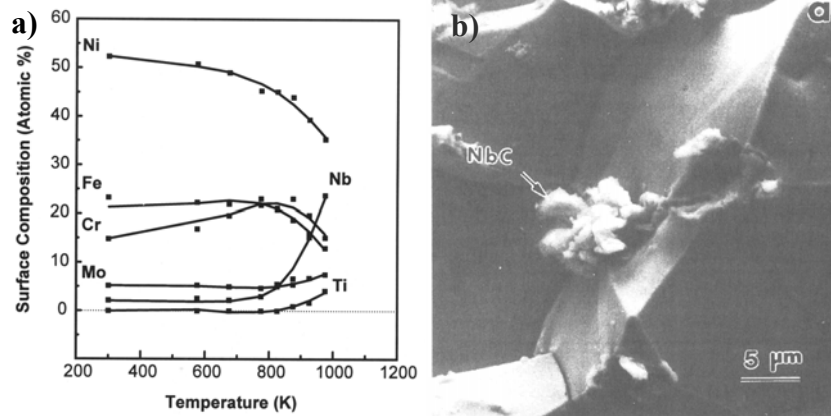


Figure 56: a) Effet de la température sur la ségrégation des éléments à la surface d'un monocristal d'alliage 718 pendant 1h; b) Faciès de rupture en fluage sous 100KPa d'O₂ à 700°C .

Pédron & Pineau [Pedr82b] ont identifié les effets de microstructure sur les modes de fissuration (c. f. **figure 58.a**) et cela pour plusieurs microstructures de l'alliage 718. On note sur la **figure 58.a** l'effet de la fréquence, de l'environnement sur les vitesses de propagation pour différentes microstructures. Lorsque l'essai est mené à fréquence élevée (20 Hz), la fragilisation des joints de grain par l'oxydation est très faible. La vitesse de propagation est, dans ce cas, dépendante du nombre de cycles et non du temps. Les joints de grain n'étant pas fragilisés, la rupture est principalement transgranulaire pour toutes les microstructures. Pour un essai avec temps de maintien (10-300-10) sous vide, les joints de grain n'étant pas fragilisés par l'oxydation, la rupture est transgranulaire et la vitesse de propagation est, là encore, indépendante de la microstructure. Enfin, pour un essai avec temps de maintien sous air, on voit apparaître les effets de microstructure. La microstructure à grain le plus fin est celle qui se comporte le moins bien alors que la structure à collier présente les vitesses de propagation les plus faibles. Plus la taille de grain est importante et plus la rugosité de la surface de rupture est importante, plus la propagation est lente. Récemment, des résultats similaires sur l'effet de fréquence et de l'environnement ont été obtenus par Osinkolu & al. [Osin03] (c. f. **figure 57.b**). Sur la **figure 57.b**, on peut remarquer l'effet de la fréquence sur la vitesse de propagation.

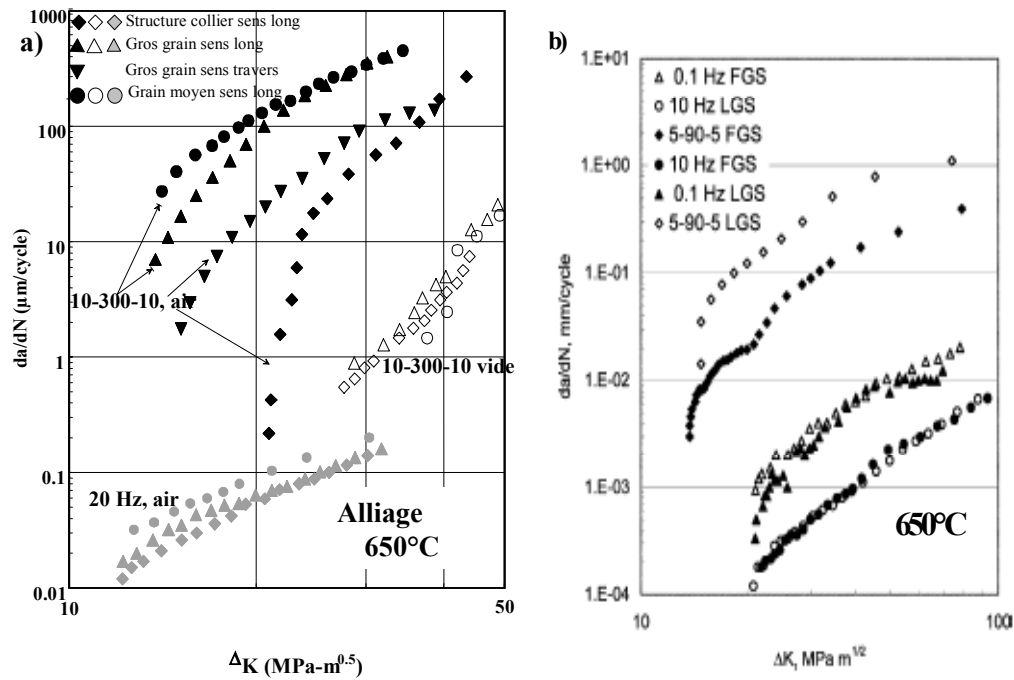


Figure 57: Mesures de vitesses de propagation de l'alliage 718 à chaud pour différentes microstructures sous air, sous vide, avec et sans temps de maintien a) J.P. Pedron & al.[Pedr82b]; b). G. A. Osinkolu & al.[Osink03].

Entre 10 Hz et 0.1 Hz un écart notable de vitesse de propagation est observé. Cet écart est dû à la fréquence de transition entre les deux régimes de propagation. La transition entre les deux modes de rupture se situe au voisinage de 1 Hz comme le montre la **figure 58**. Ces essais se situent donc au niveau de l'apparition des effets d'environnement.

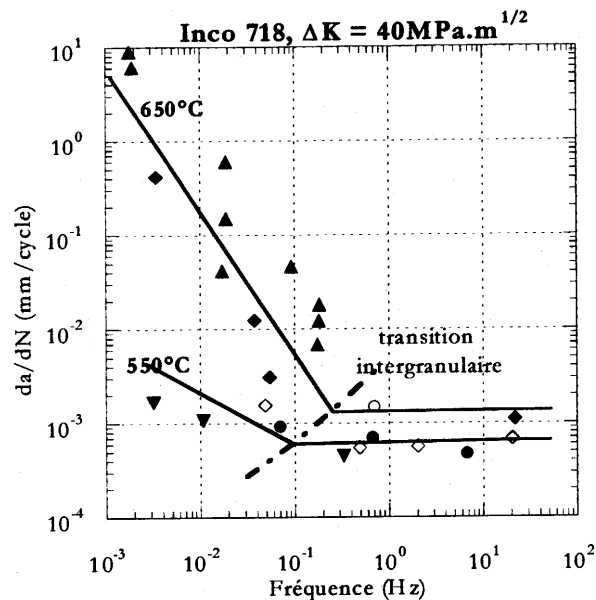


Figure 58: Effet de la fréquence de sollicitation et de la température sur la transition de mécanisme de rupture [Pedr82a].

Cette étude sur l'effet de la taille de grain sur la propagation des fissures en fatigue a été réalisée sur deux microstructures issues de deux sources différentes. Une microstructure à petits grains est tirée d'un disque forgé et traité 1 h à 955°C suivi des revenus classiques R_1 et R_2 . Une structure à gros grains est issue d'une billette traitée 1 h à 1093°C puis revenue 4 h à 720°C puis 16 h à 620°C. La **figure 59** présente ces deux microstructures.

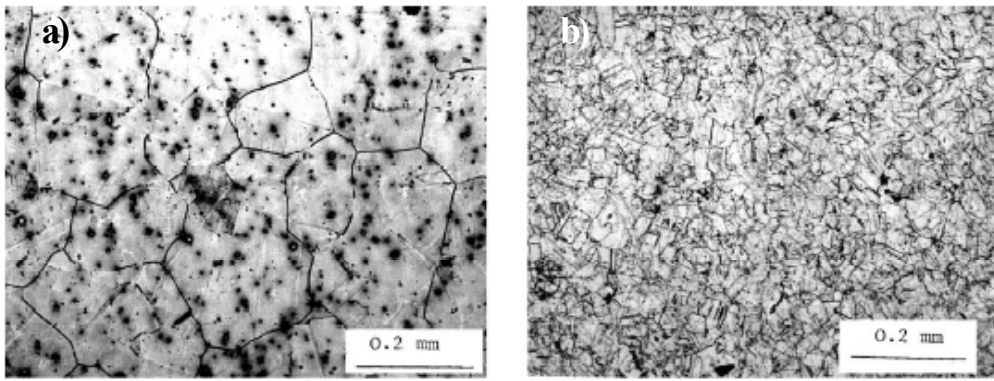


Figure 59: Microstructures de l'alliage 718 utilisé par G. A. Osinkolu & al. a) LGS: 3-4 ASTM; b) FGS: 9-10 ASTM.

Compte tenu des temps et températures de traitement, la structure à gros grains est probablement exempte de phase δ (la remise en solution a été effectuée à une température supérieure au solvus δ). La structure à petits grains étant traitée en dessous du solvus δ , renferme sans doute de la phase δ au niveau de ces joints de grain. Le revenu de ces deux microstructures n'étant pas identique, on peut aussi s'attendre à un effet des phases durcissantes. Alors que Pedron & al ont observé un effet bénéfique de l'augmentation de la taille de grain, Osinkolu & al. constatent un effet inverse. L'alliage à petits grains conduit à des vitesses de propagation plus faibles dans le domaine de fissuration intergranulaire. Ces résultats contradictoires montrent l'importance du traitement thermique de l'alliage 718 sur la propagation de fissures en fatigue. La phase δ est un des paramètres microstructuraux qui a un effet sur la propagation des fissures. La comparaison des performances relatives des différentes microstructures a été effectuée, dans le cas des travaux de J. P. Pédrón, à fraction de phase δ constante mais pas dans l'étude de Osinkolu & al. Cette différence de microstructure est sans doute à l'origine de cette divergence. Les résultats de Ponnelle [Pon01] montrent le rôle important de guide de fissure que joue la phase δ dans l'alliage 718 (c.f. **figure 60**). Dans certains cas, elle peut être néfaste pour les propriétés mécaniques mais l'absence de phase δ est tout aussi mauvaise pour la tenue des joints de grain. Cet effet est encore plus marqué lorsqu'il s'agit d'essai de fatigue avec temps de maintien comme c'est ici le cas.

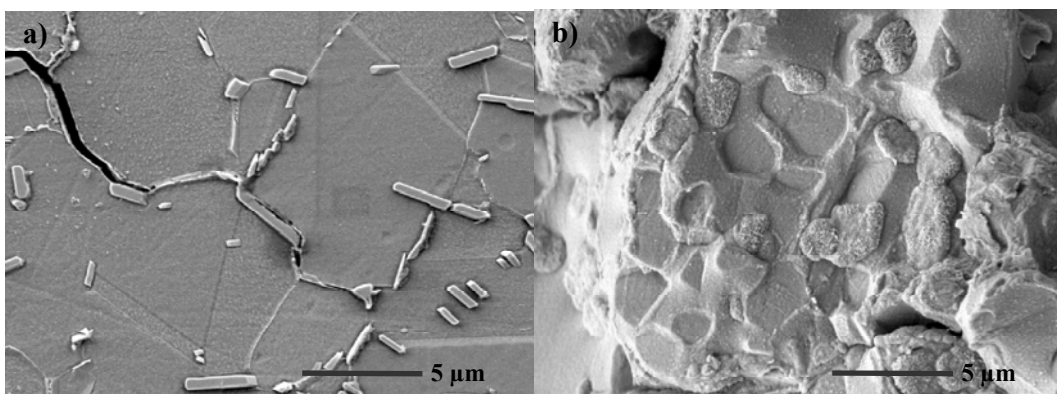


Figure 60: Rôle de la phase δ dans le mécanisme de propagation des fissures a) vue en coupe b) observation de la surface de rupture [Pon01].

Un autre paramètre métallurgique important pouvant expliquer cet effet inverse observé par Osinkolu & al. est l'influence de la fraction de précipités durcissants. La **figure 61.a** présente les résultats de Floreen & al. [Flor80] sur l'effet d'un traitement de vieillissement sur la vitesse de propagation de fissures. Deux traitements thermiques ont été étudiés:

- ❑ un traitement "conventionnel" composé d'une remise en solution à 982°C avec un refroidissement à l'air, suivi d'un revenu de 8 h à 732°C avec un refroidissement à four fermé jusqu'à 620°C puis d'une trempe à l'air;
- ❑ un traitement de survieillissement comportant une remise en solution à 927°C pendant 10 h avec un refroidissement à l'air suivi d'un revenu de 48 h à 732°C avec un refroidissement à l'air.

Les essais de propagation effectués sous hélium ne montrent pas d'effet du vieillissement sur les vitesses de propagation, toutes fréquences confondues. On retrouve en revanche, sous air, des effets de microstructure qui sont prédominants pour les faibles fréquences de sollicitation. Le traitement de survieillissement conduit, dans ce cas, à des vitesses de propagation inférieures au traitement "conventionnel". Des résultats similaires sur l'effet du survieillissement ont été obtenus par Guédou & al. [Guedou94] (c. f. *figure 61.b*). Dans ce cas, les traitements thermiques considérés sont le traitement TR nommé ST et un traitement de survieillissement DT, de 50 h à 750°C. La taille de précipités durcissants ainsi que la morphologie de la phase δ n'est pas constante. Pour l'état ST, la taille des précipités γ' est de l'ordre de 10 nm et 15 nm pour γ'' . Pour l'état DT la taille des précipités γ' est de 50 nm et 100-300 nm pour γ'' . Il y a donc sur la *figure 61.b* les deux effets combinés de la phase δ et des précipités durcissants.

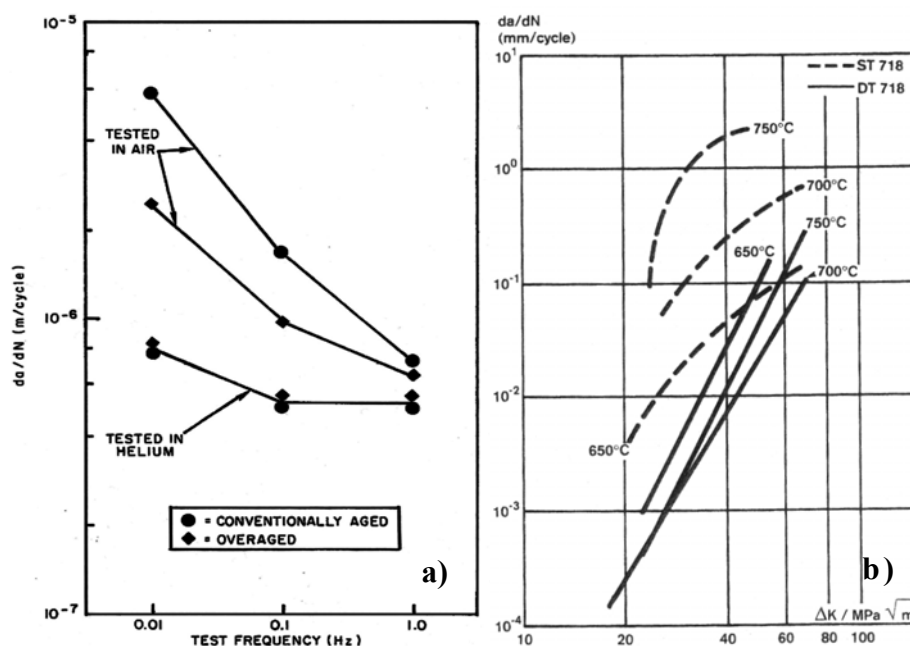


Figure 61: Effet du vieillissement sur la vitesse de propagation des fissures a) à 650°C pour $\Delta K=40\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [Flor80]; b) pour des cycles 10-90-10 avec $R=0.05$ [Guedou94].

Le fibrage des pièces est un des paramètres métallurgiques ayant le plus d'effet sur la vitesse de propagation. Il est bien connu que les vitesses de propagation de fissures sont supérieures dans le sens long à celles du sens travers (c. f. *figure 58.a*). Mais on retrouve aussi des effets du fibrage dans le cas de fissures se propageant en sens travers d'une pièce forgé mais coupant ces fibres dans des directions différentes. Le travail de S. Ponnelle [Pon01] a mis en évidence l'annihilation de l'effet du temps du maintien dû au fibrage (c. f. *figure 62*). Ainsi l'effet d'environnement est directement à mettre en relation avec les alignements de particules et plus particulièrement de phase δ .

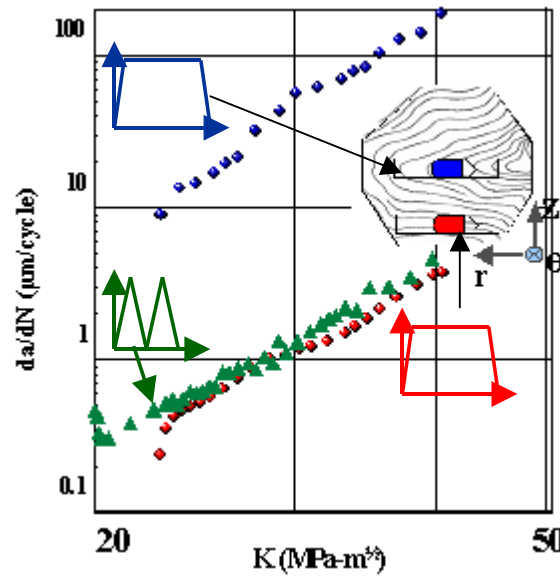


Figure 62: Annihilation de l'effet du temps de maintien dû au fibrage sur éprouvettes CT à 650°C [Pon01].

La disparition de l'effet de temps de maintien dans le cas d'une propagation parallèle au fibres est due à un délaminage du matériau. Ce délaminage s'accompagne d'un ralentissement de la vitesse de propagation (c. f. *figure 63*).

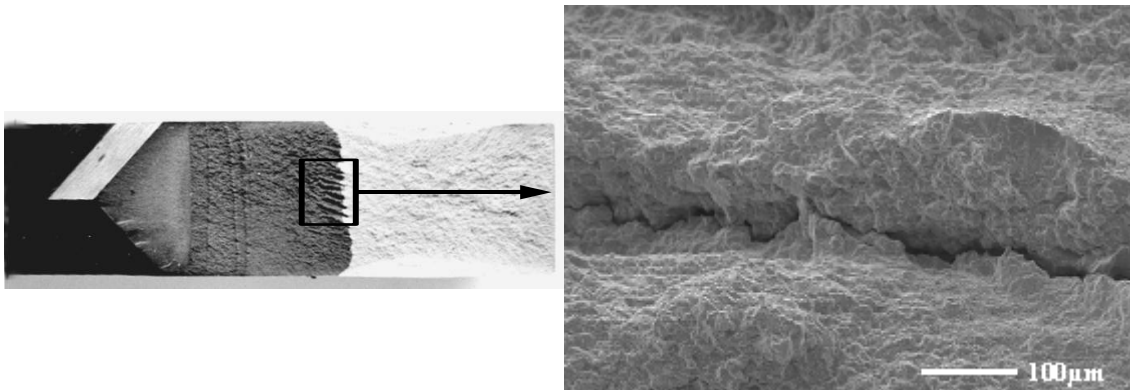


Figure 63: Observation du délaminage de fissures à l'origine de l'annihilation de l'effet du temps de maintien [Pon01].

3.3.4.2. Propagation de petites fissures

L'extension des modèles de prédiction des vitesses de propagation de grandes fissures aux petites fissures n'est pas toujours possible. En effet, on constate souvent que la propagation de petites fissures est anormalement rapide par rapport aux prédictions qui peuvent être faites par la mécanique linéaire élastique de la rupture. La *figure 64* illustre ces effets en comparant les prédictions de durée de vie en fonction de la taille de fissure avec et sans prise en compte de l'effet de taille de fissure.

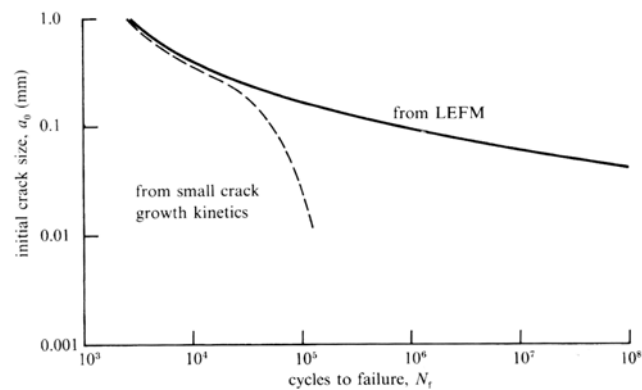


Figure 64: Effet de la taille initiale de fissure sur la prédiction du nombre de cycles à rupture de l'ASTROLOY calculé par la mécanique élastique linéaire de la rupture et en tenant compte des effets de petites fissures [Suresh98].

Cette différence de vitesse peut avoir deux origines principales:

- ❑ La mécanique linéaire de la rupture ne s'applique pas dans ce cas, une analyse élasto-plastique locale est indispensable.
- ❑ La mécanique linéaire de la rupture peut s'appliquer mais les micromécanismes associés sont à prendre en compte (effet de microstructure, d'environnement, phénomène de fermeture).

S. Suresh [Suresh98] classe les petites fissures selon quatre familles :

- ❑ Les fissures « microstructuralement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que celles des paramètres microstructuraux (ex : taille de grain, distance entre particules...).
- ❑ Les fissures « mécaniquement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que la taille de la zone pastique en pointe de fissure.
- ❑ Les fissures « physiquement » petites qui ont des tailles supérieures aux tailles caractéristiques de la microstructure et de la plasticité mais qui sont physiquement petites, en général de taille inférieure au millimètre.
- ❑ Les fissures « chimiquement » petites dont le comportement anormal est dû aux effets chimiques tels que l'oxydation ou la corrosion.

Dans notre cas, compte tenu de la taille de grain (5-10 μm), les fissures seront principalement « physiquement » petites. Dans de nombreux cas, le comportement des petites fissures ne se traduit pas uniquement par un décalage du seuil de non propagation, mais aussi par des arrêts ou ralentissements de fissures. La **figure 65** présente ces phénomènes d'arrêts et ralentissements de propagation dans le domaine des petites fissures. Ils sont souvent associés au franchissement de barrières microstructurales (joints de grain, particules...) ou à des bifurcations de fissures.

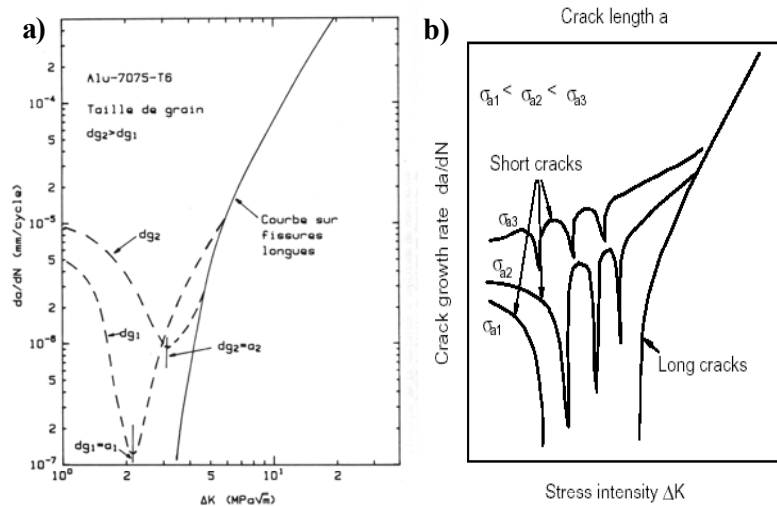


Figure 65: Représentation des vitesses de propagation de petites fissures a) Effet de la taille de grain sur la propagation de fissures [Lankf82]; b) Effet de la contrainte ou de la taille de la fissure [Polak01].

On remarque par exemple sur la **figure 65.a** l'effet de la taille de grain sur le ralentissement des fissures lorsque la taille de la fissure approche la taille de grain. Dans ce cas, la fissure doit franchir un joint de grain ce qui peut conduire à une diminution de la vitesse de propagation. Ces chutes de vitesses peuvent se reproduire à plusieurs reprises comme l'illustre la **figure 65.b**, avec des arrêts ou ralentissements de fissures réguliers caractéristiques de la distance entre les barrières microstructurales. Lorsque la taille de la fissure devient importante (>0.3 mm), on retrouve le comportement de grandes fissures. On peut aussi remarquer l'effet de la taille de fissure ou de la contrainte sur la position des courbes (c. f. **figure 65.b**). Pour un même ΔK , plus la fissure est petite et plus le risque d'arrêt est important. Quelques études traitent de la propagation de petites fissures à chaud dans l'alliage 718 et révèlent l'existence de ces ralentissements de propagation de fissures. Les petites fissures considérées dans ce cas, sont des fissures 3D et la mesure de longueur est effectuée sur la surface de l'éprouvette. Il n'est donc pas possible de relier directement ces observations au paramètre ΔK utilisé pour les fissures longues. Il a été souligné que le suivi des longueurs de fissures est effectué en général par prise de répliques de la surface et observations au MEB.

La **figure 66** présente les résultats de Chen & al. [Chen00], obtenus en flexion rotative, sur l'évolution des longueurs de fissures en fonction du nombre de cycles normalisé. On remarque une stagnation des longueurs de fissures pour une taille de fissure comprise entre 20 et 30 μm , taille qui est cohérente avec celle du grain de l'alliage 718 utilisé (20 μm). Les auteurs attribuent ces arrêts de fissures aux effets de fermeture par plasticité ou par oxydation. Au delà de la taille critique de 30 μm , la vitesse de propagation retrouve une évolution normale. Dans cette étude, l'amorçage des fissures se produit en stade I. On peut donc se demander si il est raisonnable de parler de propagation de fissure lorsque la taille de la fissure est inférieure à la taille de grain. Ces phénomènes de « ralentissement » de fissures pourraient tout aussi bien être associés au passage de la fissure de stade I au stade II et/ou au nombre de cycles nécessaire à l'obtention d'un front de fissure 3D équilibré.

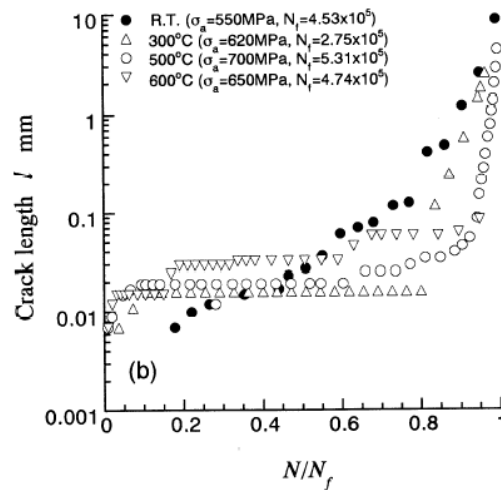


Figure 66: Mesure de propagation de petites fissures en fatigue dans l'alliage 718 sur éprouvettes lisses [Chen00].

On remarque sur la **figure 67** l'évolution linéaire de la vitesse de propagation avec la taille des fissures pour tous les essais réalisés à chaud et une partie de ceux réalisés à température ambiante. Pour ces essais de propagation de petites fissures, Chen & al. [Chen00] ont implanté un microdéfaut cylindrique de 300 μm , de diamètre et de profondeur à la surface de chaque éprouvette. Pour les essais dont la pente est de 1, le comportement des fissures est cohérent avec le modèle de propagation proposé par Tomkins [Tomk68].

On constate aussi sur la **figure 67** une évolution brutale de la pente des courbes de propagation pour les essais réalisés à température ambiante pour les faibles chargements. Compte tenu du faible niveau de chargement et de la taille des fissures, il est probable que celles-ci soient au voisinage du seuil de non propagation. La trop faible plasticité rend probablement le modèle de Tomkins inapproprié pour ces essais.

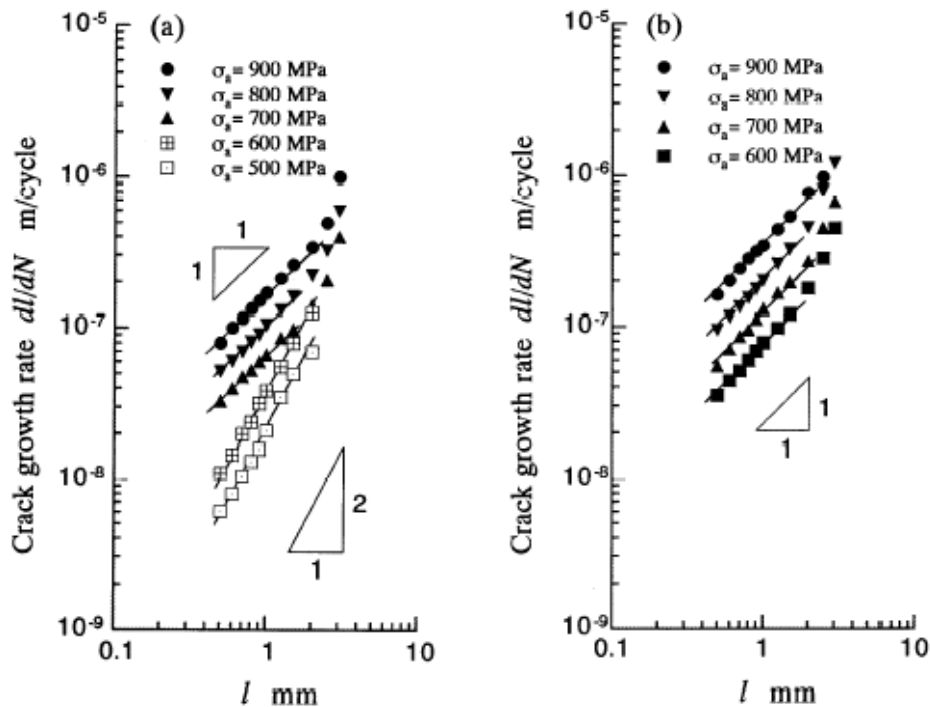


Figure 67: Mesures de vitesses de propagation de petites fissures en fatigue dans l'alliage 718 a) à température ambiante; b) à 500°C [Chen00].

Connolley & al. [Conno03] ont aussi effectué des mesures de propagation de petites fissures en flexion sur des éprouvettes entaillées ($K_t=2.08$). Les auteurs ont montré que l'usinage des entailles induit un écrouissage important sur une épaisseur de 10 à 20 μm . La fissure se propage donc en fond d'entaille dans un gradient : de contraintes, de taille de grain et contraintes résiduelles. Les observations étant réalisées en surface, il est probable que le front de fissure évolue avec la taille de la fissure et n'a pas, de ce fait, une forme constante. Il n'est donc pas étonnant de constater des arrêts de fissures lorsque ces résultats sont reportés sur une courbe de type Paris (c. f. **figure 68**). La présence d'une zone écrouie en fond d'entaille ne doit pas être sans effets sur la propagation de ces petites fissures. De plus, le calcul de ΔK est effectué en deux étapes : un calcul par éléments finis élasto-plastique du champ de contrainte en fond d'entaille ; un calcul du facteur d'intensité des contraintes associé à une fissure 3D dans une plaque sollicitée en flexion. Cette démarche présente quelques inconvénients :

- ❑ les auteurs utilisent un facteur de forme de fissure (rapport c/a : rayon en surface/profondeur=1). Cette hypothèse n'est probablement pas valide dans le cas d'une éprouvette entaillée sollicitée en flexion. Il paraît raisonnable de penser que le gradient de contrainte conduise à une propagation plus rapide en surface qu'à cœur et, de ce fait, à un facteur de forme différent de 1.
- ❑ La méthode de calcul de ΔK suppose qu'il est possible de décorrélérer, sans l'utilisation de fonction de poids, la géométrie de l'éprouvette et la fissure. La géométrie de l'éprouvette intervient uniquement dans le calcul de l'amplitude de contrainte locale.

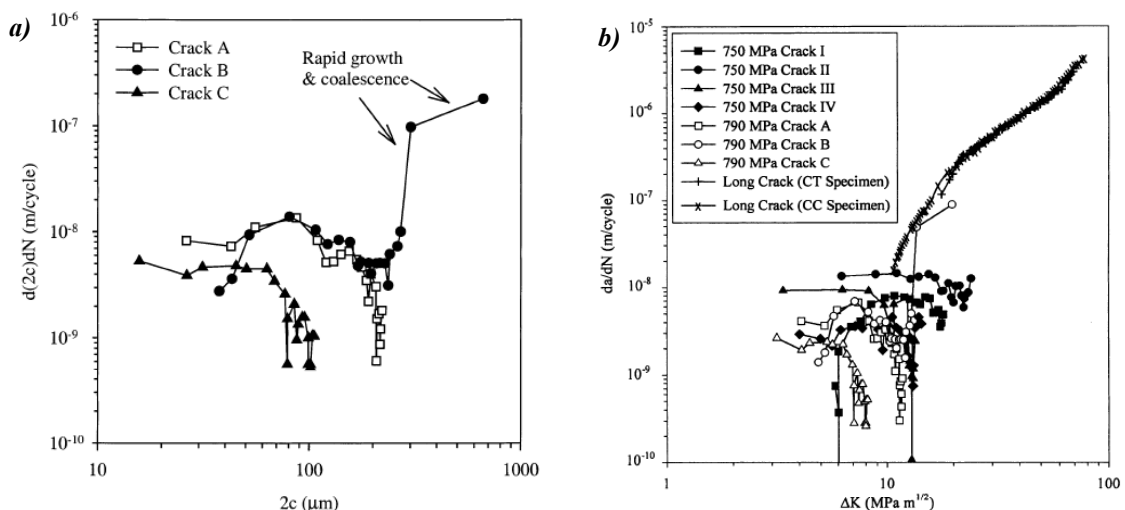


Figure 68: Mesure de propagation de petites fissures en fatigue, à chaud, sur éprouvettes entaillées, dans l'alliage 718 [Conno03] a) Mesures de longueurs de fissures pour un essai réalisé à $\sigma_{\max}=790$ MPa; b) Comparaison des mesures effectuées sur fissures courtes à celles obtenues sur fissures longues à 600°C pour des cycles 1-1-1 avec $R\sigma=0.1$.

Les mesures n'étant effectuées qu'en surface, les phénomènes d'arrêts de fissures observés pourraient être associés aux effets 3D. Les amorçages sont, dans cette étude, constatés, pour la plupart, sur des particules surfaciques et sub-surfaciques. La taille de ces particules est de l'ordre d'une dizaine de microns. On peut ne donc calculer une valeur de ΔK que lorsque le front de la fissure est connu et stabilisé. Tant que la fissure n'est pas dissociée du défaut qui lui a donné naissance, il est difficile d'effectuer un calcul de ΔK . Pour ce type

de défaut, si on ne tient pas compte de la zone déformée lors de l'oxydation de la particule, la taille de fissures $2c$ minimale est d'environ $40\text{ }\mu\text{m}$. La **figure 53** présente un de ces sites d'amorçages ainsi qu'une estimation du front de fissure à considérer en début de propagation. Il est possible pour l'essai présenté à la **figure 68.a** que les vitesses de propagation élevées soient associées à la stabilisation du front de fissure 3D. Des observations similaires ont été réalisées par A. Pineau [Pineau86] sur des défauts 3D millimétriques pour un alliage d'aluminium. Dans ce cas, on ne peut pas associer ce comportement à celui de petites fissures. La **figure 69.a** présente le faciès de rupture de l'éprouvette, il y apparaît très nettement une propagation importante en surface et quasi nulle à cœur. La **figure 69.b** présente, quant à elle, les mesures de vitesses de propagation de surface. On note sur cette figure tout comme sur la **figure 69.a** une vitesse de propagation de la fissure constante dans un premier temps puis un arrêt de la fissure lorsque celle-ci est stabilisée. La fissure se propage donc dans un premier temps rapidement vers sa forme d'équilibre. Plus sa forme se stabilise, plus les vitesses de propagation deviennent proches de celles observées sur grandes fissures. Si lorsque la fissure possède un front équilibré la valeur de ΔK est en dessous du seuil de non propagation des fissures la fissure se trouve arrêtée. Pour le cas de l'alliage 718, compte tenu de la nature des sites d'amorçage, il est possible que ces phénomènes 3D soient à l'origine de ces phénomènes de « petites fissures ».

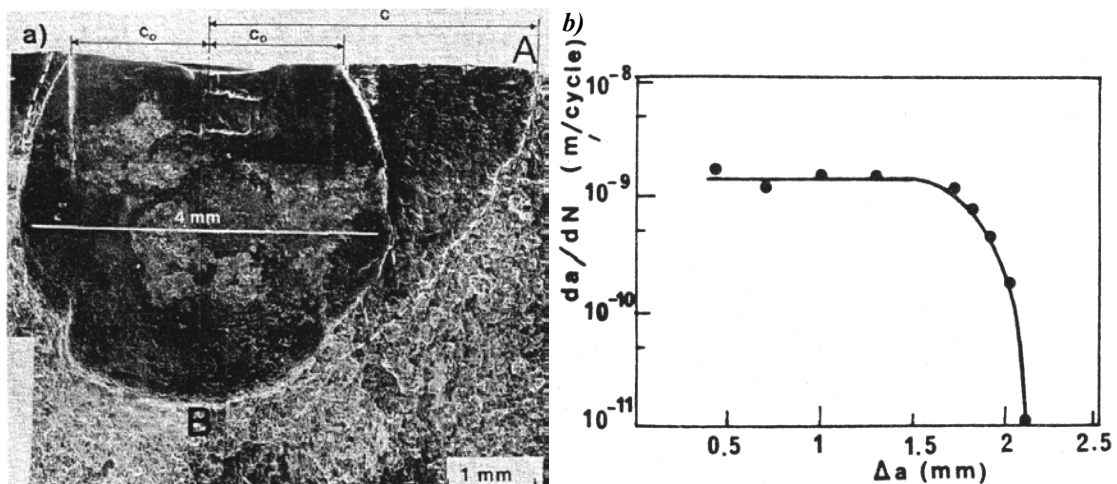


Figure 69: Mesure de vitesse de propagation de fissure 3D dans l'alliage d'aluminium 2024-Al a) fractographie du défaut 3D introduit par électroérosion à la surface de l'éprouvette de flexion et de la zone de propagation de la fissure; b) courbe des vitesses de propagation surfaciques en fonction de la longueur surfacique pour ce défaut 3D [Pineau86].

Enfin, dans de nombreux cas, il est important de ne pas considérer l'endommagement de l'alliage 718 par fatigue uniquement par amorçage puis propagation d'une fissure unique mais plutôt d'un réseau de fissures. En effet, si à une faible fraction de la durée de vie, les fissures peuvent être considérées comme isolées dans un matériau sain, ce n'est pas toujours le cas lorsque celles-ci ont des tailles importantes. Ces phénomènes sont, en général, d'autant plus présents que la sollicitation est sévère. La **figure 70** illustre la coalescence de deux fissures dans l'alliage 718 à chaud avec la propagation rapide jusqu'à rupture de la fissure une fois coalescée. Dans ce cas, alors que les autres fissures semblent ne plus se propager, la coalescence conduit directement à une fissure dont la taille est suffisante pour conduire rapidement à la fin de l'essai. Sans coalescence, la durée de vie de l'éprouvette aurait été sans doute bien plus importante.

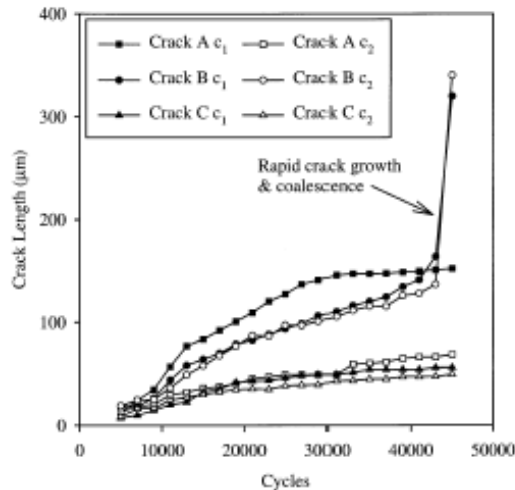


Figure 70: Effet de la coalescence sur la vitesse de propagation de fissure en fatigue dans l'alliage 718, $\sigma_{max}=790$ MPa, $T=600^{\circ}\text{C}$ [Conno03].

Résumé :

L'alliage 718 est un superalliage à base nickel possédant de bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 650°C . L'utilisation de cet alliage à l'état DA (vieillessement direct) conduit, d'une part, à une diminution de la taille de grain et d'autre part, à une augmentation de sa limite d'élasticité. Ce traitement induit par ailleurs un effet sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures en fatigue. En effet, la diminution de la taille de grain favorise l'amorçage sur les particules (carbures et nitrures) auquel sont associées de faibles durées de vie en fatigue. De plus, sachant que la propagation des fissures en fatigue à chaud est liée au mécanisme d'oxydation des joints de grain, diminuer la taille de grain tend donc à favoriser la propagation intergranulaire des fissures.

Différentes approches permettent de prédire les durées de vie en fatigue. Certaines sont basées sur des courbes maîtresses. Elles font appel au chargement et ne dissocient pas les différentes étapes de l'endommagement par fatigue. C'est principalement les cas des approches de type Wöhler, Manson-Coffin. D'autres modèles permettent de décrire les différentes étapes de la fatigue : l'amorçage, la propagation et éventuellement la coalescence.

L'alliage 718 est quant à lui sujet, en fonction de sa taille de grain, à différents types d'amorçage. On distingue principalement 3 types d'amorçage des fissures en fatigue : sur particules surfaciques et internes et en stade I.

Enfin, la prédiction des vitesses de propagation de fissures est indispensable pour le dimensionnement en fatigue. Ces vitesses sont, dans le cas de l'alliage 718, influencées par différents paramètres microstructuraux (la taille de grain, la taille et morphologie de la phase δ), ainsi que par les effets d'environnement.

BIBLIOGRAPHIE

- [AMS] Aerospace Material Specification, AMS 5664-5832, (1965-2001).
- [Andrieu91] E. Andrieu, R. Molins, H. Ghonem, A. Pineau, Intergranular crack tip oxidation mechanism in a nickel-based superalloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 154, (1992), pp. 21-28.
- [Bhatt97] A. Bhattacharyya, G. V. S. Sastry and V. V. Kutumbarao, On the dual slope Coffin-Manson relationship during low cycle fatigue on Ni-base alloy IN 718, Scripta Materialia, Vol. 36 n°4, (1997), pp.411-415.
- [Chen97b] W. Chen and M. C. Chaturvedi, Dependence of creep fracture of Inconel 718 on grain boundary precipitates, Acta Materialia, Vol. 45, n°7, (1997), pp. 2735-2746.
- [Chen00] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani, Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A, Vol. 277, (2000), pp. 250-257.
- [Clavel80] M. Clavel, Fatigue plastique et fissuration de deux alliages durcis par des précipités cohérents, étude comparative des mécanismes, Thèse de doctorat, Université de Poitiers UER-ENSMA, (1980).
- [Clavel82] M. Clavel and A. Pineau, Fatigue behaviour of two nickel-base alloys I : Experimental results on low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures, Materials Science and Engineering, Vol. 55, (1982), pp. 157-171.
- [Clem84] P. Clément, Propagation par fatigue de petits défauts dans une fonte graphite sphéroïdal, Mémoire d'ingénieur C.N.A.M., (1984).
- [Conno03] T. Connolly, P. A. S. Reed, J. M. Starink, Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 340 N°1-2, (2003), pp. 139-154.
- [Dyson74] B. F. Dyson, M. J. Rodgers, Prestrain, cavitation and creep ductility, Metal science, Vol. 8, (1974), pp. 261-266
- [Faym87] Y. C. Fayman, Microstructural characterization and elemental partitioning in a direct-aged superalloy (DA718), Materials Science and Engineering, Vol. 92 (1987), pp.159-171.
- [Flor80] S. Floreen and R. H. Kane, An investigation of the creep-fatigue-environment interaction in a Ni-base superalloy, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 2, (1980), pp. 401-412.
- [Fordh97] J. D. Fordham, R. Pilkington and C. C. Tang, The effect of different profiling techniques on the fatigue performance of metallic membranes of AISI 301 and Inconel 718, International journal of fatigue, Vol. 19 n°6, (1997), pp. 487-501.
- [Four77a] D. Fournier, Etude du comportement en fatigue oligocyclique d'un alliage base nickel par des précipités déformables, Thèse de doctorat, Université de Poitiers, (1977).
- [Four77b] D. Fournier et A. Pineau, Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K, Metallurgical Transactions A, Vol. 8, (1977), pp. 1095-1105.
- [Four01] L. Fournier, D. Delafosse, T. Magnin, Oxidation induced intergranular cracking and Portevin-Le Chatelier effect in nickel base superalloy 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 316 (2001), pp. 166-173.

- [Gao94] M. Gao, D. J. Dwyer and R. P. Wei, Chemical and microstructural aspects of creep crack growth in Inconel 718 alloy, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (1994), pp. 581-592
- [Gedou94] J.Y. Guédou, G. Simon and J. M. Rongvaux, Developpement of damage tolerant Inco 718 for high temperature usage, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (1994), pp. 509-522
- [Jabl81] D. A. Jablonski, The effect of ceramic inclusions on the low cycle fatigue life of low carbon astroloy subjected to hot isostatic pressing, Materials Science and Engineering, Vol. 48, (1981), pp. 189-198.
- [Jacq83] B. Jacquelin, Amorçage de fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1983).
- [Lank82] J. Lankford, The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, vol. 5, no. 3, (1982), pp. 233-248.
- [Lieu03] H. P. Lieurade, J. F. Flavenot, Rôle de l'usinage sur la tenue à la fatigue des composants mécaniques, Proc. 22^{ème} Journées de Printemps, (2003), pp.K3 :1-15.
- [Liu02] L. Liu, K. Tanaka, A. Hirose, K. F. Kobayashi, Effects of precipitation phases on the hydrogen embrittlement sensitivity of Inconel 718, Science and technology of advanced materials, Vol. 3, (2002), pp. 335-344.
- [Lu02] H. Lu, X. Jia, K. Zhang, C. Yao, Fine-grained pretreatment process and superplasticity for INCONEL 718 superalloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 326, (2002), pp. 382-385.
- [Lynch94] S. P. Lynch, T. C. Radtke, B. J. Wicks and R. T. Byrnes, Fatigue crack growth in nickel-base superalloys at 500-700°C. II : Direct-Aged alloy 718, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 17 n°3, (1994), pp. 313-325.
- [Molins97b] R. Molins, J. C. Chassaigne and E. Andrieu, Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms, Materials Science Forum, Vol. 251-254, (1997), pp. 445-452.
- [Osin03] G. A. Osinkolu, G. Onofrio, M. Marchionni, Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 356, n°1-2,(2003), pp. 425-433.
- [Pedr82b] J. P. Pedron and A. Pineau, The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650°C under fatigue, creep and combined loading, Materials Science and Engineering, Vol. 56, (1982), pp. 143-156.
- [Pineau86] A. Pineau, Short fatigue crack behavior in relation to three-dimensional aspects and crack closure effect, in : Small fatigue cracks, ed. R.O. Ritchie, J. Lankford, AIME, (1986), pp. 191-210.
- [Polak01] J. Polak, The growth of short cracks and life prediction, in : Proc. VII Summer School of Fracture Mechanics (Poland), (2001).
- [Pon01] S. Ponnelle, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effet de microstructures et de chargements complexes, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).
- [Scha01] R. E. Schafrik, D. D. Ward, J. R. Groh, Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines : Past, present and next five years, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (2001), pp. 1-12

[Spät01] N. Späth , V. Zerrouki, P. Poubanne and J.Y. Guédou, 718 Superalloy forging simulation : a way to improve process and material potentialities, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (2001), pp. 173-183.

[Suresh98] S. Suresh, Fatigue of materials, Second Edition, Cambridge University Press, (1998).

[Tomk68] B. Tomkins, Fatigue crack propagation – An Analysis, Philosophical Magazine, Vol. 18, (1968), pp. 1041-1066.

[Wilson73] D. J. Wilson, Relationship of mechanical characteristics and microstructural features to the time-dependent edge-notch sensitivity of Inconel 718 sheet, Journal of engineering materials and technology, (1973), pp. 112-123.

[Zerr00] V. Zerrouki, Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, Université EVE, 2000.

MECANISMES ET MODELES DE FATIGUE

MECANISMES ET MODELES DE FATIGUE	64
4.1. L'AMORÇAGE.....	64
4.1.1. <i>Amorçage en Stade I</i>	64
4.1.1.1. Observation et mécanismes d'amorçage en Stade I.....	64
4.1.1.2. Modèles d'amorçage en Stade I.....	66
4.1.2. <i>Amorçage sur Hétérogénéités</i>	70
4.1.2.1. Observation et mécanismes d'amorçage sur hétérogénéités.....	70
4.1.2.2. Modèles d'amorçage sur hétérogénéités.....	73
4.2. MODELES DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES	73
4.3. MODELE DE DUREE DE VIE	75
4.3.1. <i>Modèle déterministe</i>	75
4.3.2. <i>Modèle probabiliste</i>	77
4.4. COALESCENCE DE FISSURES	81
BIBLIOGRAPHIE.....	87

MECANISMES ET MODELES DE FATIGUE

Dans cette partie, différents mécanismes et modèles permettant de décrire les étapes de l'endommagement en fatigue sont présentés. Une partie de ces modèles sera utilisée par la suite pour décrire le comportement en fatigue de l'alliage 718. L'amorçage sera tout d'abord traité en distinguant les amorçages en stade I, et ceux sur hétérogénéités. Cette première partie est suivie de la présentation de deux modèles de propagation adaptés au comportement de petites fissures. L'amorçage et la propagation traités, une troisième partie présentera différents modèles de durée de vie déterministes puis probabilistes. Une dernière partie fera un point sur différentes approches de la coalescence, à la fois au niveau des vitesses de propagation des fissures, mais aussi dans des modèles de durée de vie.

4.1. L'AMORÇAGE

4.1.1. AMORÇAGE EN STADE I

4.1.1.1. Observation et mécanismes d'amorçage en Stade I

Différents mécanismes sont présentés dans la littérature pour décrire ce type d'amorçage [Suresh98] :

- Amorçage par rugosité
- Amorçage par formation de défauts ponctuels
- Amorçage le long des bandes de glissement persistantes.

Pour le premier cas, la localisation de la déformation conduit à la formation de reliefs de surface (c. f. **figure 71**). Ces reliefs se comportent comme des micro-entailles. C'est l'effet d'entaille qui est à l'origine de l'amorçage des fissures.

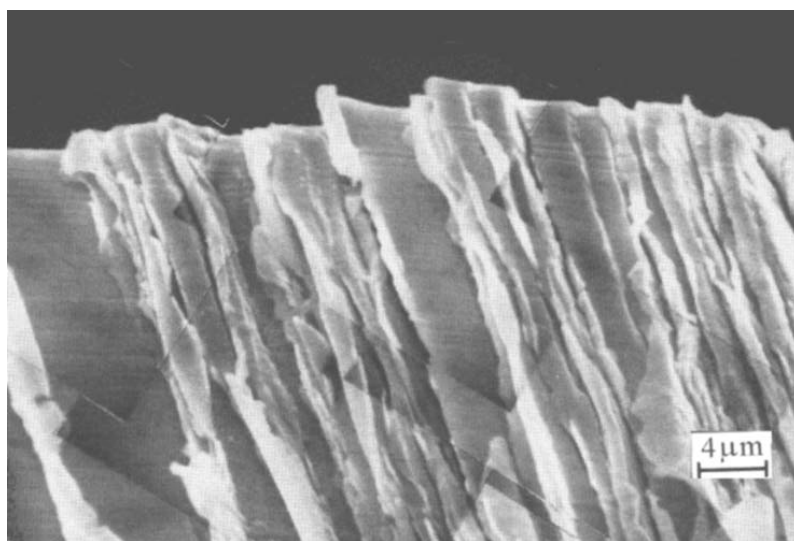


Figure 71: Intrusions et extrusions à la surface d'un mono-cristal de cuivre sollicité à température ambiante 120000 cycles pour une déformation plastique de 0.2% [Suresh98].

Le second cas prend en compte les interactions entre dislocations. Lors de la sollicitation, deux dislocations coin de signes opposés peuvent se retrouver à une distance inférieure à la distance critique d'interaction. Il y a, dans ce cas, formation d'une lacune. L'interaction de deux dislocations vis conduit, quant à elle, à un glissement dévié. L'augmentation du nombre de défauts ponctuels dans les bandes de glissement lors de la sollicitation conduit à une irréversibilité de la déformation plastique. Cette accumulation de défauts ponctuels est à l'origine des amorçages de fissures en fatigue.

Enfin, l'interface bandes de glissement persistantes / matrice est une zone à fort gradient de densité de dislocations. Le gradient de propriétés entre une matrice « à faible densité de dislocations » et les bandes de glissements « à forte densité de dislocations » est dans ce cas à l'origine de l'amorçage à cet interface. La **figure 72** illustre ce cas de figure.



Figure 72: Amorçage d'une fissure de fatigue à l'interface matrice / bande de glissement intense à la surface d'un mono-cristal de cuivre sollicité à température ambiante 60000 cycles pour une déformation plastique de 0.2% [Suresh98].

Ces dernières années, le développement de la microscopie à force atomique (AFM), a permis la mesure des cinétiques de formation de ces reliefs surfaciques. Dans ce type de mesures, un soin tout particulier doit être porté à la préparation des échantillons. En effet, il faut absolument éviter de générer les bandes de glissement lors de la préparation des éprouvettes. Celles-ci doivent être polies électro-chimiquement afin qu'aucun écrouissage ne soit dû à l'usinage et au polissage des éprouvettes. Lorsque ces précautions sont respectées, cette technique donne des indications précieuses. De plus en plus d'études de l'amorçage des fissures en fatigue font appel à ce type de mesures. On peut citer par exemple Cretegnny et Saxena [Cret01], Harvey & al. [Harvey94], [Gerb98] pour le titane, Villechaise [Ville02] sur de l'acier inoxydable, et Risbet & al. [Risbet03] pour le Waspaloy. Des indications précises sur les géométries et cinétiques de formation des bandes d'extrusion peuvent alors être obtenues. Couplée à des mesures cristallographiques locales par EBSD ou MET, cette technique permet l'identification des mécanismes mis en jeu. La **figure 73** présente les résultats obtenus sur l'acier inoxydable ainsi que les schémas simplifiés de formation des bandes d'extrusion.

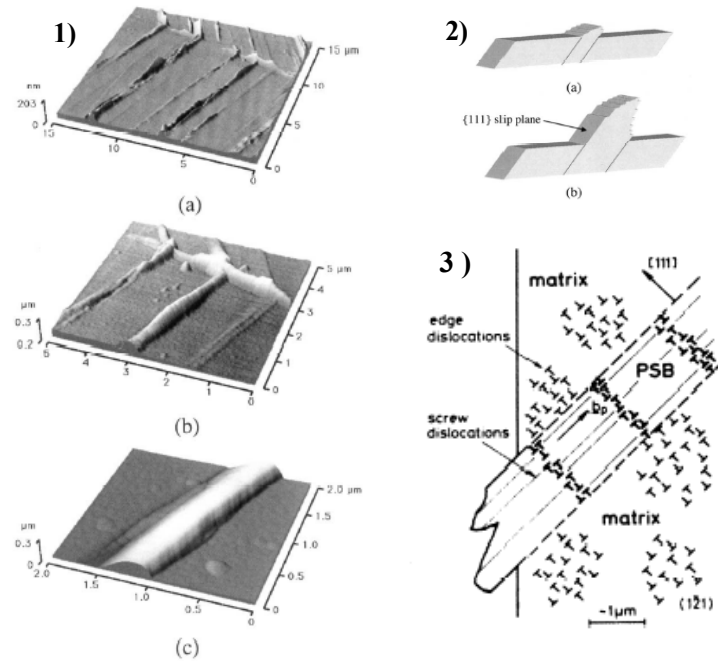


Figure 73 : 1) Mesures par AFM de la micro-rugosité de surface à différents grossissements ; 2) Schéma du relief surfacique a) pour les faibles déformations b) pour les fortes déformations avec émergence du plan de glissement ; 3) Représentation schématique de la structure de dislocation dans et au voisinage d'une bande de localisation [Ville02].

4.1.1.2. Modèles d'amorçage en Stade I

Actuellement, un grand nombre de modèles proposés dans la littérature sont issus du modèle de Tanaka et Mura [Tana81]. Comme ceci est montré schématiquement à la **figure 74**, ce modèle s'applique strictement à un amorçage pour lequel le cisaillement est parallèle à la surface.

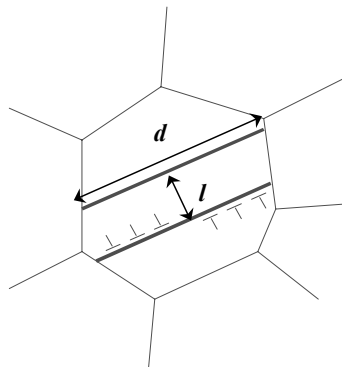


Figure 74: Représentation schématique du mécanisme d'amorçage en stade I cas B.

Ce modèle est basé sur un critère énergétique et repose sur la théorie des dislocations. L'amorçage se produit lorsqu'un grain a cumulé par empilement de dislocations une énergie supérieure à une valeur critique. Il considère un empilement de dislocations coin de vecteur de Burgers b . A l'équilibre lorsque les dislocations sont soumises à une contrainte, $\bar{\tau}$, on peut écrire :

$$\bar{\tau} + \tau_d + k = 0 \quad (3)$$

où τ_d est la contrainte en x induite par la présence des dislocations et k la contrainte de frottement des dislocations (considérée comme constante). Si $n(x)$ est le nombre de dislocations par unité de longueur, la contrainte induite par les dislocations peut s'écrire :

$$\tau_d(x) = A \int_{-d/2}^{d/2} \frac{n(x')}{x - x'} dx' , \quad \text{avec} \quad (4)$$

$$A = \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)}$$

où μ est le module de cisaillement et ν le coefficient de Poisson. Une solution de $n(x)$ existe dans le cas d'une densité infinie aux limites ($x = \pm d/2$) :

$$n(x) = \frac{\bar{\tau} - k}{\pi A} \frac{x}{\left(\left(\frac{d}{2}\right)^2 - x^2\right)^{1/2}} \quad (5)$$

Le nombre total de dislocations pour chaque empilement est alors:

$$N = \int_0^{d/2} n(x) dx = \frac{\bar{\tau} - k}{\pi A} \frac{d}{2} \quad (6)$$

et le glissement plastique est défini par :

$$\gamma^p(x) = \frac{b}{l} \frac{\bar{\tau} - k}{\pi A} \left[\left(\frac{d}{2}\right)^2 - x^2 \right]^{1/2} \quad \text{pour} \quad (7)$$

$$-\frac{d}{2} \leq x \leq \frac{d}{2}$$

On considérera ici les empilements répartis périodiquement dans la direction perpendiculaire au plan de glissement avec une période l. On considérera cette distance entre plan de glissement suffisamment grande pour que les interactions entre les différents plans puissent être négligées. La valeur moyenne du glissement plastique est de la forme:

$$\bar{\gamma}^p = \frac{2}{d} \int_0^{d/2} \gamma^p(x) dx = \frac{b}{l} \frac{\bar{\tau} - k}{4A} \frac{d}{2} \quad (8)$$

Le critère de Tanaka et Mura s'écrit de la façon suivante :

$$N_i (d l \Delta \gamma_p)^2 = \frac{2b \gamma_s \left(\frac{d}{2}\right)^3}{A} \quad (9)$$

où γ_s est l'énergie nécessaire à la création d'une surface de rupture.

En supposant la distance entre bandes de glissement l directement proportionnelle à la taille de grain d ($l = \alpha d$) on obtient :

$$N_i(\Delta\gamma_p)^2 = \frac{2b\gamma_s\left(\frac{d}{2}\right)^3}{\alpha^2 d^4 A} = \frac{b\gamma_s}{4\alpha^2 d A} \quad (10)$$

Il est possible de tenir compte de l'influence de la déformation plastique sur la distance entre bandes de glissement [Clavel82] et, dans ce cas, le nombre de cycles à l'amorçage est de la forme :

$$l = l_0(\Delta\gamma_p)^{-1/2}$$

soit

$$N_i(\Delta\gamma_p)^2 = \frac{b\gamma_s d \Delta\gamma_p}{4A \cdot l_0^2} \quad (11)$$

Ce modèle présente l'avantage de prendre en compte l'effet de taille de grain sur le nombre de cycles à l'amorçage.

Chauvot & Sester [Chau00] ont simplifié ce modèle et dans leur cas le nombre de cycles à l'amorçage est directement relié à l'amplitude de déformation plastique:

$$n_c = \frac{s}{(\Delta\varepsilon_p)^2} \quad (12)$$

L'utilisation de ce modèle simplifié donne de bons résultats dans le cas de l'acier inoxydable X6CrNiNb18-10 comme le montre la **figure 75**. Le nombre de cycles à l'amorçage correspond à la formation d'une fissure de la taille du grain.

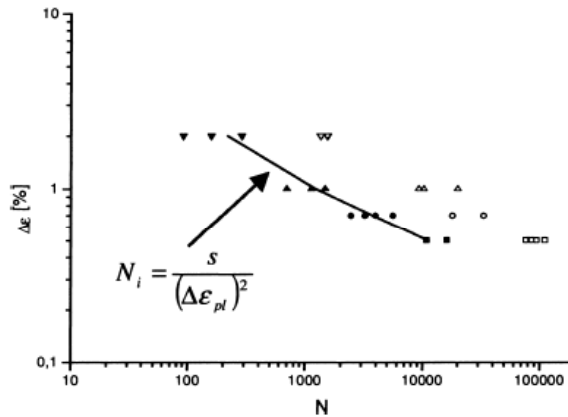


Figure 75: Comparaison N_i calculé/ N_i expérimental par suivi en microscopie optique sur réplique, signes pleins N_i , signes vides N_f [Chau00].

D'autres modèles utilisent les mesures effectuées par AFM pour traiter les intrusions et extrusions comme des singularités géométriques [Harv94] ; [Gerb98]. Dans ce cas, il faut décrire à partir des mesures expérimentales l'évolution des paramètres géométriques : la hauteur de marche, δ_s^{cum} , et l'épaisseur des bandes de glissement, h_s (c. f. **figure 76**) en fonction du nombre de cycles.

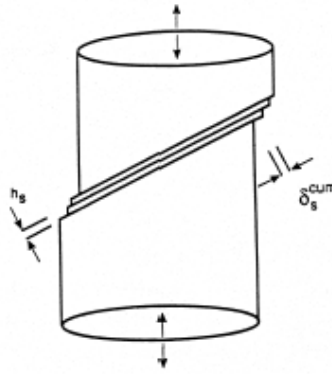


Figure 76: Schéma présentant les différents paramètres géométriques caractéristiques des bandes d'extrusion.

Le nombre de cycles à l'amorçage est défini comme étant le nombre de cycles nécessaire pour former une singularité géométrique permettant de dépasser le seuil de non propagation de fissure. Le nombre de cycles à l'amorçage en Stade I est, dans leur cas, de la forme :

$$N_i = \frac{\Delta K_{th}^2}{4\sigma_{ys} E \Delta \varepsilon_p h_s \alpha \ln \left(\beta + \left(\frac{d}{D} \right)^n \right)} \quad (13)$$

où N_i est le nombre de cycles à l'amorçage, ΔK_{th} le seuil de propagation des fissures, σ_{ys} : la limite d'élasticité, E : le module de Young, d : la taille de grain, D : la taille de l'échantillon et α , β et n des constantes liant h_s à δ . Ce type d'approche est assez discutable puisqu'elle compare des grandeurs issues de deux échelles très différentes.

Ces différents modèles d'amorçage en Stade I ne permettent pas de prendre en compte le phénomène de réversibilité de la déformation plastique. Or la plus grande partie de l'énergie plastique n'est pas bloquée dans le matériau. La **figure 77** illustre ce phénomène d'irréversibilité pour le cas du Waspaloy à température ambiante. La formation des bandes d'intrusion et d'extrusion n'est pas un phénomène progressif comme le montre la **figure 77.a**. Ces observations sont cohérentes avec les résultats de calculs par dynamique des dislocations obtenus, sur l'acier 304L dans le cadre du projet FAMICRO.

La prise en compte de l'irréversibilité de la déformation plastique est, sans aucun doute, indispensable pour une modélisation fine de l'amorçage en Stade I. En revanche, les mesures expérimentales qui y sont associées rendent ce type de modèles difficile à identifier. La formation d'intrusions et extrusions est fortement influencée par l'état superficiel du matériau. La préparation des surfaces doit être effectuée avec le plus grand soin pour ne pas induire de déformations superficielles. Pour des essais effectués à chaud, l'oxydation superficielle vient aussi altérer les mesures.

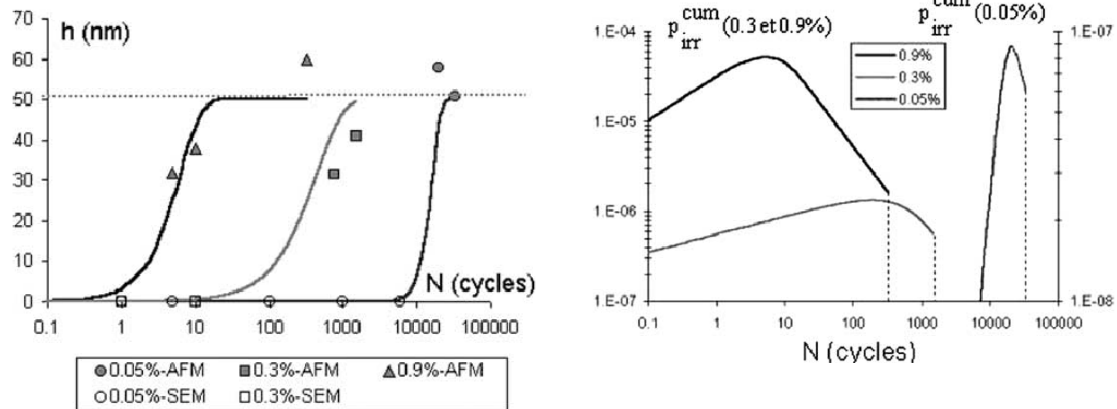


Figure 77: Observation du phénomène d'irréversibilité de la déformation plastique dans le Waspaloy pour trois amplitudes de déformations plastiques 0.05%, 0.3% et 0.9% a) évolution de la hauteur h des extrusions en fonction du nombre de cycles ; b) évolution du taux d'irréversibilité en fonction du nombre de cycles [Risbet03].

4.1.2. AMORÇAGE SUR HÉTÉROGÉNÉITÉS

4.1.2.1. Observation et mécanismes d'amorçage sur hétérogénéités

Dans le cas des alliages d'aluminium, suivant la nature du mode d'élaboration des pièces, tous les types d'amorçages peuvent être observés. Pour des alliages moulés, les amorçages sont souvent associés aux retassures. Couper & al. [Couper90] ont, tout de même, observé des amorçages de fissures sur bandes de glissement intense mais de taille bien moins importantes que celles amorcées sur les porosités. Dans leur cas, l'amorçage se produit lors des premiers chargements sur les hétérogénéités et la durée de vie est essentiellement due à la propagation depuis la taille initiale de la porosité jusqu'à la rupture. Les porosités sont, de par leur taille, la source principale des amorçages en fatigue dans les alliages d'aluminium moulés. Yi & al. [Yi03] dans leur étude, ont tout d'abord estimé à l'aide de calculs par éléments finis les facteurs de concentration des contraintes associés aux zones de singularités des porosités. Pour celle présentée à la **figure 78.a**, le facteur est supérieur à 3 dans les zones les plus sévères. Dans ces zones, l'amorçage peut être considéré comme quasi instantané compte tenu de cet effet de concentration des contraintes.

Dans un deuxième temps, les auteurs se sont intéressés aux tailles de ces porosités. Pour cela une étude métallographique ainsi que des observations fractographiques des sites d'amorçage ont permis la détermination des fréquences cumulées de tailles de porosités. Celles-ci sont présentées à la **figure 78.b**. Deux zones de prélèvement ont été étudiées, S_b pour les observations réalisées en pied de lingot et S_t pour celles réalisées en tête de lingot. On remarque sur cette figure l'effet du prélèvement sur la taille des porosités. Les porosités ont des tailles sensiblement plus importantes en tête qu'au pied du lingot. Cet effet est plus marqué au niveau des sites d'amorçage.

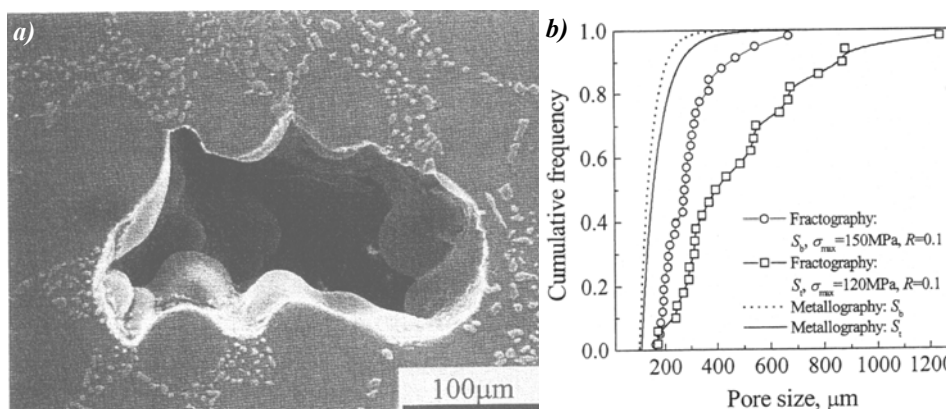


Figure 78: Amorçage des fissures sur porosités dans l'alliage d'aluminium moulé A356-T6;

a) présentation d'une porosité; b) fréquences cumulées des tailles de porosités pour deux prélèvements (S_b et S_t) mesurées par fractographie et par métallographie [Yi79].

On remarque par ailleurs, des tailles de porosités donnant lieu à l'amorçage plus importantes que celles observées par métallographie. Ce phénomène est assez cohérent avec la théorie du maillon le plus faible. Lorsque plusieurs amorçages peuvent potentiellement donner lieu à la rupture, celui qui sera constaté sera toujours celui donnant lieu à la durée de vie la plus faible, ce qui favorise les porosités de tailles importantes.

Le niveau de sollicitation a probablement lui aussi un effet sur la taille des sites d'amorçage. Deux conditions d'essai de fatigue sont testées : $\sigma_{\max} = 120$ MPa pour les éprouvettes prélevées au niveau de la tête de lingot ; $\sigma_{\max} = 150$ MPa pour les éprouvettes prélevées au niveau du pied de lingot. On constate une augmentation de la taille des sites d'amorçage lorsque la sollicitation diminue. Cette effet pourrait être dû aux effets de prélèvement.

Tous les alliages d'aluminium ne donnent pas lieu à des amorçages en fatigue sur porosités. Dans certains alliages d'aluminium corroyés, la présence de cavités et autres gros défauts de fonderie est peu probable. Dans ce cas, des inclusions plus petites peuvent constituer des sites d'amorçage privilégiés de fissures en fatigue comme le montre la **figure 79**.

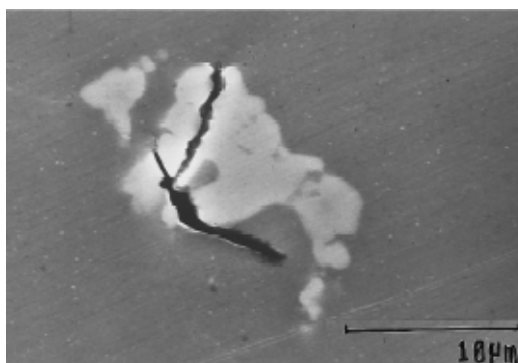


Figure 79: Amorçage d'une micro-fissure de fatigue sur une particule de Al_7Cu_2Fe dans un alliage d'aluminium 7010 [Patton98].

Dans le cas des alliages obtenus par métallurgie des poudres, la densité de sites (inclusions ou porosités) est relativement faible. Shamblen & al. [Shamb85] ont ainsi observé, sur l'alliage René 95, une large dispersion de durée de vie en fatigue oligocyclique qui est associée aux probabilités de présence des différents types d'amorçage. Le large spectre de tailles et de localisations de ceux-ci donne lieu à cette grande dispersion. Lorsque

l'éprouvette ne présente pas de sites surfaciques suffisamment importants l'amorçage se produit en interne et les durées de vie observées sont, dans ce cas, les plus importantes (c. f. *figure 80*).

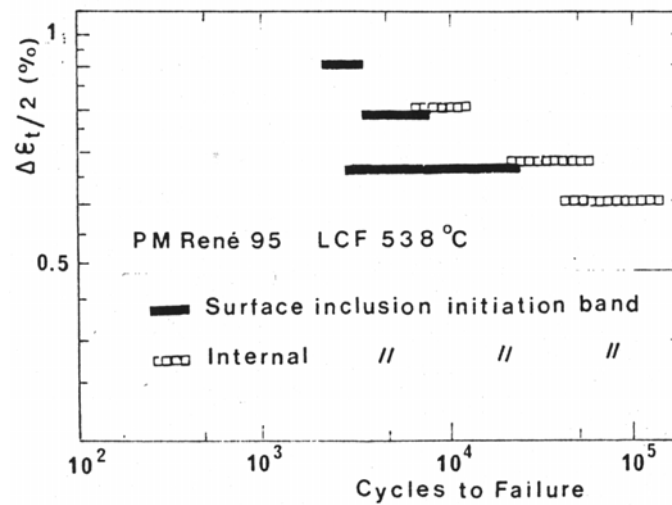


Figure 80: Données durées de vie / déformation totale appliquées associées à la localisation du site d'amorçage [Shamb85].

Des observations similaires de transition de mécanismes ont été observées par Hyzak & Bernstein [Hyzak82a]. Dans leurs cas la transition intervient lorsque la sollicitation diminue. La couche superficielle d'une éprouvette ne représente qu'une petite partie du volume de celle-ci. Ainsi, la probabilité de trouver un défaut de taille importante est plus importante dans le volume qu'en surface. Ils constatent dans leur étude, pour de fortes déformations, des amorçages en surface et un grand nombre de sites secondaires. Au contraire, pour les faibles déformations, les amorçages se produisent sur les inclusions les plus nocives [Hyzak82a] ; [Hyzak82b]. On assiste donc à une transition dans la nature des sites d'amorçage passant, d'amorçages surfaciques à internes lorsque la déformation diminue (c. f. *figure 81*). Plus la déformation diminue et plus la taille du défaut donnant lieu à l'amorçage doit être importante pour que la fissure puisse se propager. La probabilité de trouver ces défauts est, compte tenu du rapport « volume surfacique »/ volume, plus importante en interne qu'en surface, ce qui conduit probablement à cette transition de mécanisme.

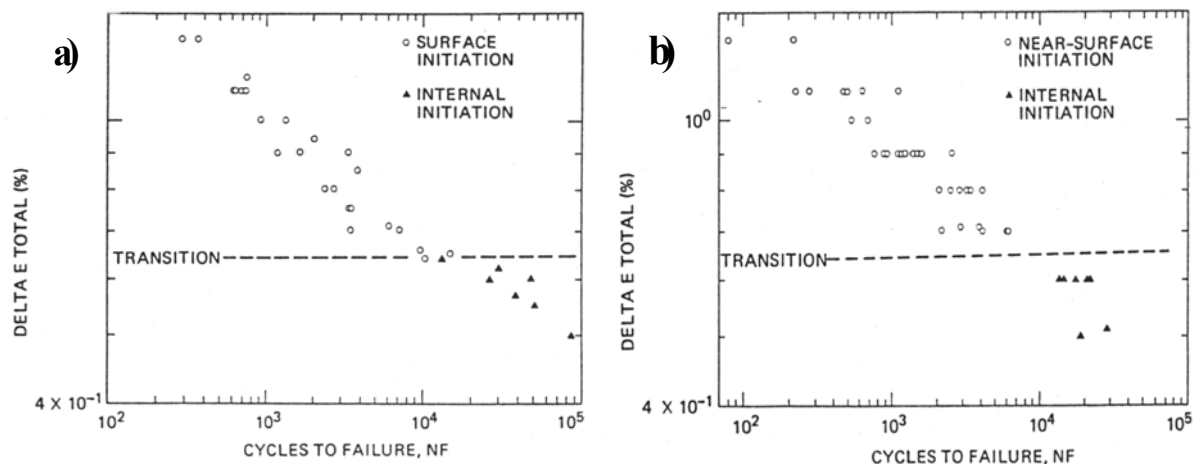


Figure 81: Présence d'une transition de site d'amorçage de la fissure principale interne/surfacique pour deux alliages à base nickel à haute température a) alliage AF2-1Da ; b) alliage AF-115 [Hyzak82b].

4.1.2.2. Modèles d'amorçage sur hétérogénéités

Dans certains cas, l'amorçage sur hétérogénéités n'est pas considéré comme étant instantané. Hyzak & Bernstein [Hyzak82a] proposent, par exemple, l'utilisation de l'expression présentée ci-dessous pour décrire le nombre de cycles à l'amorçage. Dans ce cas, on retrouve le même type d'expression que pour les amorçages en Stade I, le nombre de cycles à l'amorçage est lié à l'amplitude de déformation plastique:

$$N_i = \left(\frac{D}{\Delta \varepsilon_p^c} \right)^2 \quad (14)$$

où D est une constante matériau, et $\Delta \varepsilon_p^c$ l'amplitude de déformation plastique calculée à partir de l'amplitude de contrainte, du module de Young et de la déformation totale appliquée.

Dans leur étude, Ting & al. [Ting93] proposent un modèle de prédiction de durée de vie basé sur un calcul de propagation depuis la taille de défaut initiale jusqu'à la rupture. L'amorçage des fissures est considéré instantané dans le domaine de la fatigue oligocyclique mais ne l'est pas pour la fatigue à grand nombre de cycles. Ils proposent d'introduire, dans ce cas, un terme supplémentaire pour décrire le nombre de cycles à l'amorçage :

$$N_i = \frac{1}{2} \left[\frac{S_a \cdot K_t}{\sigma'_f \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f} \right)} \right]^{\frac{1}{b}} \quad (15)$$

où N_i est le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure de la taille du défaut considéré (inclusions, porosités), S_a : l'amplitude de contrainte appliquée, K_t : le facteur de concentration des contraintes, σ'_f : la contrainte obtenue sur éprouvette lisse, σ_m : la contrainte moyenne et b une constante.

4.2. MODELES DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES

Bien que de nombreux modèles soient présents dans la littérature, nous ne présenterons dans cette partie que deux modèles bien distincts : l'approche de type Paris et le modèle de Tomkins.

Pour rendre compte du comportement de petites fissures à l'aide de la loi de Paris, il est important de ne pas considérer le $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ mais un $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{ouv}}$. En effet, l'amplitude du chargement à prendre en compte n'est pas l'amplitude totale mais uniquement la partie où la fissure est ouverte. Si pour la propagation de fissures longues la valeur de K_{ouv} peut être considérée comme constante, ce n'est pas le cas, en revanche pour de petites fissures. Comme le montre la **figure 82**, ce paramètre d'ouverture évolue avec la taille de la fissure. Cette évolution de K_{ouv} avec la longueur de fissure a été identifié par différents auteurs [McEvily84], [Clem84], [Petit89], [Zegh89].

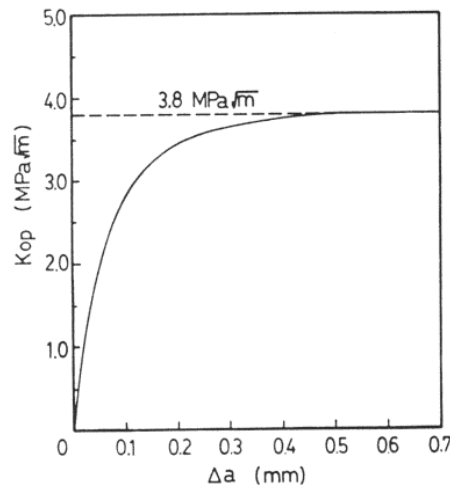


Figure 82: Evolution de K_{ouv} avec la taille de la fissure pour un acier [McEvily83].

Une confrontation de mesures effectuées sur petites et grandes fissures pour un acier A508 présenté à la **figure 83**. Cette figure compare les vitesses de propagation en terme de ΔK mais aussi en ΔK_{eff} . Il apparaît nettement, dans ce cas, que ΔK_{eff} (avec $K_{ouv}=f(a)$) est le paramètre à prendre en compte pour prédire à la fois le comportement de fissures longues et courtes.

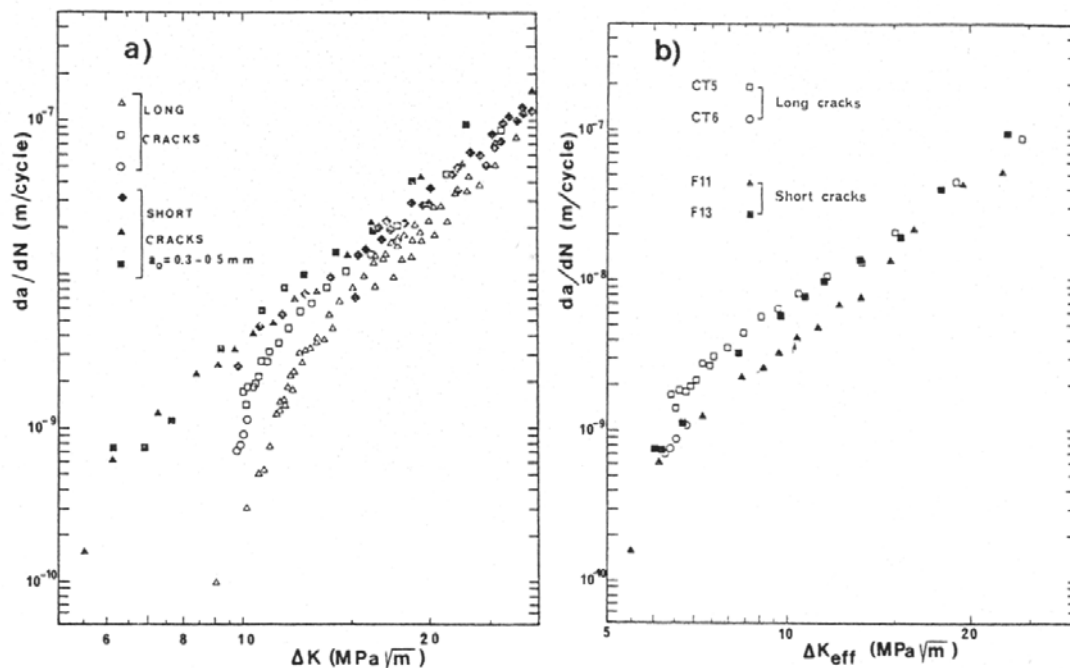


Figure 83: Comparaison des mesures de vitesses de propagation de petites et grandes fissures pour un acier A508 [Pineau86] a) en termes de ΔK ; b) en termes de ΔK_{eff} .

Cette approche en ΔK présente l'avantage de permettre de traiter des cas très variés. Les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes sont, en effet, établies de façon analytique ou empirique pour un grand nombre de configurations. Cette approche est, en revanche, moins bien adaptée au cas de la fatigue oligocyclique, lorsque la plasticité n'est pas confinée en pointe de fissure mais généralisée. Dans ce cas, des corrections plastiques doivent être appliquées.

Le modèle proposé par Tomkins [Tomk68] est, quant à lui, basé sur une tout autre approche. La vitesse de propagation est reliée à la plasticité en pointe de fissure. Ce modèle présente l'avantage de prendre directement en compte la plasticité. En revanche, il ne s'applique rigoureusement qu'à des sollicitations en fatigue plastique pour des cycles symétriques. Il ne prend donc pas en compte les effets de contrainte moyenne. Il est, par ailleurs, difficile de l'appliquer aux cas d'interactions de fissures. Dans le modèle de Tomkins, l'évolution de la vitesse de propagation est proportionnelle à la longueur de la fissure, a :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi^2}{8} \frac{\Delta \varepsilon_p \Delta \sigma^2}{(2\bar{T})^2} a \left(1 + \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\Delta \sigma}{2\bar{T}} \right)^2 \right) \quad (16)$$

Le coefficient de proportionnalité est dépendant de l'amplitude de contrainte et de déformation plastique ainsi que d'un paramètre matériaux, \bar{T} , décrivant l'état de contrainte dans la zone plastique. Cette expression issue de nombreuses hypothèses peut être simplifiée lorsque :

$$1 \gg \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\Delta \sigma}{2\bar{T}} \right)^2$$

et devient :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi^2}{8} \frac{\Delta \varepsilon_p \Delta \sigma^2}{(2\bar{T})^2} a \quad (17)$$

Elle est alors uniquement utilisable pour de faibles déformations.

Ce modèle présente plusieurs avantages :

- ❑ La vitesse de propagation est proportionnelle à la taille de fissure, ce qui est cohérent avec les mesures de propagation présentées précédemment.
- ❑ La vitesse de propagation est reliée à l'amplitude de déformation plastique et de contrainte. Ce modèle s'applique ainsi directement au cas de la fatigue oligocyclique.
- ❑ L'effet des hétérogénéités de comportement est partiellement pris en compte.

En revanche, l'intégration de ce type de modèle de propagation est assez difficile lorsque :

- ❑ la fissure se situe dans une zone à concentration de contrainte ou lorsque des interactions de fissure sont présentes ;
- ❑ pour les très faibles amplitudes de déformation plastique ;
- ❑ lorsqu'un effet de contrainte moyenne est présent.

4.3. MODELE DE DUREE DE VIE

4.3.1. MODELE DETERMINISTE

La plupart des pièces sollicitées en fatigue sont dimensionnées pour travailler dans le domaine d'endurance. Pour cela, des modèles de prévision de la limite d'endurance ont été

développés. La présence de défauts géométriques ou microstructuraux a un effet direct sur la limite d'endurance. Le diagramme de Kitagawa (c. f. **figure 84**) présente l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de défauts critique et pour des matériaux présentant des résistances à la traction différentes. On voit donc apparaître sur ce diagramme deux régimes distincts. Dans le premier, le défaut a peu d'effet sur la limite d'endurance. Dans le second, la limite d'endurance est directement reliée à la taille du défaut et peut être associée au seuil de non propagation des fissures. On remarque aussi que ce second régime intervient pour des tailles de défauts d'autant plus petites que la résistance à la traction est importante. Pour l'alliage 718 DA à chaud, la résistance à la traction est de l'ordre de 1350 MPa et la taille des inclusions de l'ordre de la dizaine de microns. La limite d'endurance de l'alliage serait, d'après ce diagramme, influencée par la présence de ces particules, ce qui se vérifie expérimentalement.

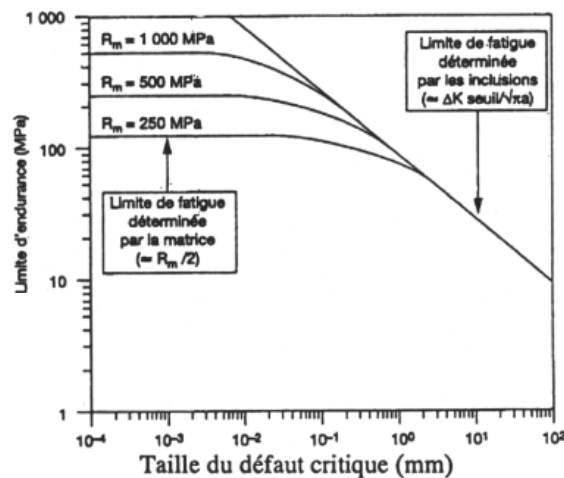


Figure 84: Relation entre la limite d'endurance et la taille de défauts critique [Baudry03].

Murakami & Endo [Murak94] ont récemment fait un tour d'horizon des différents modèles de prédiction du diagramme de Kitagawa. Parmi ces nombreux modèles, on peut citer ceux de Smith, El Haddad & al. , Tanaka & al. présentés sur la **figure 85**. Dans cette figure, la limite d'endurance, σ_w , n'est pas représentée directement mais est normée par la limite d'endurance sans effet de la taille de défaut, σ_{w0} . De la même façon, la taille de défaut est normée par la taille de changement de régime, l_0 . Cette représentation permet de rendre compte du comportement de différents matériaux avec une même courbe.

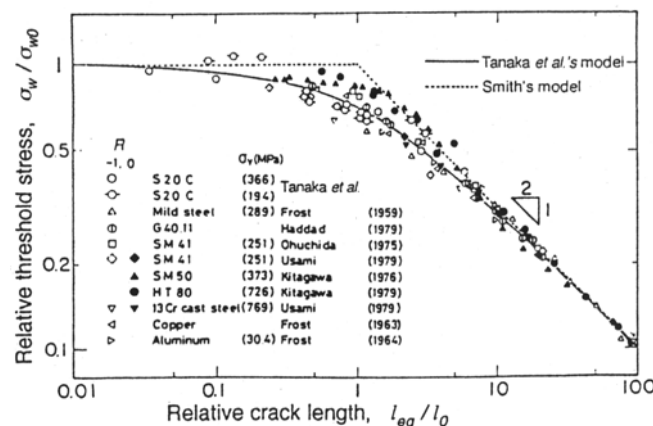


Figure 85: Evolution de la limite d'endurance en fonction de la taille de défauts critique [Murak94].

Un des modèles les plus utilisés est celui introduit par Murakami & Endo [Murak83]. Il propose une relation simple reliant la limite d'endurance d'un matériau à l'aire des défauts :

$$\sigma_w^n \sqrt{S_{def}} = C \quad (18)$$

où σ_w est la limite d'endurance, S_{def} est l'aire projetée sur la surface de rupture du défaut, n et C des constantes.

Pour l'alliage 718, un modèle empirique de durée de vie basé sur des essais réalisés en suivi de production a été récemment proposé par Späth & al. [Spät01]. Il est intégré dans un post processeur du logiciel FORGE donnant aussi accès, pour une pièce forgée, à la taille de grain et la limite d'élasticité zone par zone. Il permet, pour une sollicitation en fatigue donnée, d'estimer la durée de vie de toutes les zones de la pièce, mais aussi, de définir les zones critiques en appliquant pour chacune les sollicitations réelles de la structure. La prédiction de la durée de vie passe par trois variables : la taille de grain, la température, et l'amplitude de déformation totale. La durée de vie s'exprime de la façon suivante :

$$Nr_{moy}(I, T, \Delta\epsilon_{lt}) = 3.10^6 e^{-9.4\Delta\epsilon_{lt}} \left\{ 1 + T.10^{-2} e^{-4.1\Delta\epsilon_{lt}} \left[\left(1 - \frac{I}{13} \right)^{-3} - 1 \right] \right\} \quad (19)$$

où I est la taille de grain en ASTM, $\Delta\epsilon_{lt}$ la déformation totale appliquée en % et T la température en °C. Cette expression permet la prédiction de durées de vie en fatigue pour des essais effectués entre 200 et 550°C et pour un domaine de déformation totale appliquée compris entre 0.38 et 0.75%. Ce type de modèle intègre un grand nombre de paramètres métallurgiques. Contrairement aux approches classiques qui considèrent un disque de turbine comme une pièce homogène de comportement donné, ce type d'approche permet de porter l'attention sur les zones critiques. La **figure 86** montre une cartographie des durées de vie normalisées ainsi calculées. Ce type d'approche met en évidence les zones critiques et donne des ordres de grandeurs sur les marges de sécurité accordées dans les autres zones. Mais ce modèle ne prend pas en compte les amorçages prématurés sur particules, ce qui est sa première limitation. La deuxième limitation est la prédiction d'une durée de vie moyenne sans indication de la dispersion de durée de vie. Enfin, ce type d'approche nécessite un grand nombre d'essais pour l'identification des paramètres et pour un domaine de validité qui ne peut être étendu que par d'autres essais.

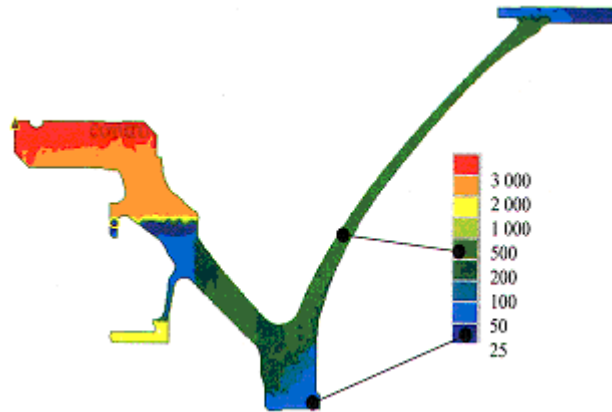


Figure 86: Durée de vie normalisée des différentes zones simulées sous Forge 2

4.3.2. MODELE PROBABILISTE

Dans cette partie seront présentés différents modèles probabilistes. L'aspect probabiliste peut intervenir principalement à deux niveaux :

- Il peut tout d'abord être associé à une probabilité d'amorçage.

- Il peut ensuite intervenir par l'intermédiaire de probabilités de présence de sites d'amorçage, faisant ou non la distinction entre les amorçages internes et surfaciques.

Le modèle de durée de vie proposé par Brückner & al. [Brück93] et appliqué au superalliage Udimet 700 fait intervenir l'aspect probabiliste à l'amorçage, sans dissocier les amorçages internes et surfaciques. Un tirage aléatoire permet de déterminer la taille de l'inclusion considérée. Un autre tirage détermine si cette inclusion est rompue lors des premiers chargements ou non. Cette probabilité de rupture évolue avec la déformation maximale appliquée comme le montre la **figure 87**. Elle est définie par l'expression suivante :

$$P_{rupt} = \frac{1 - \exp(-\beta \times \varepsilon_{\max})}{1 + \exp(-\beta \times (\varepsilon_{\max} - \varepsilon_0))} \quad (20)$$

où β et ε_0 sont des constantes et ε_{\max} la déformation maximale appliquée au premier chargement. Si l'amorçage ne se produit pas, la durée de vie estimée est de 10^7 cycles. Sinon, la taille de la fissure (taille de la particule fissurée) et les conditions de sollicitation sont utilisées pour calculer le Δk_{eff} . Si $\Delta k_{eff} < \Delta k_{th}$, la fissure est bloquée, la durée de vie attribuée à cette simulation est là aussi de 10^7 cycles. Sinon, la fissure peut se propager et la durée de vie est alors déterminée par un calcul en propagation. Cette probabilité d'amorçage est cohérente avec les observations réalisées par différents auteurs [Shamb85] ; [Hyzak82a] ; [Buss93] ; [Buss94] constatant une augmentation du nombre de sites d'amorçage avec l'augmentation du niveau de chargement de l'essai.

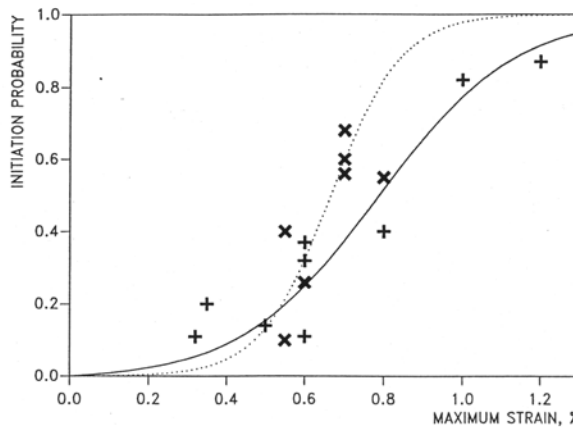


Figure 87: Probabilité d'amorçage de fissures en fatigue sur défauts surfaciques pour l'alliage l'UDIMET 700: + à 400°C ; x à 600°C [Brück93].

Le modèle proposé par Chantier de Lima [Chan00] sur la fonte à graphite sphéroïdal est aussi basé sur une distribution de défauts initiaux. La densité initiale de défauts de volume est définie par une loi de type β :

$$Pv(R) = \frac{R^\alpha (R_{\max} - R)^\beta}{B_{\alpha\beta} R_{\max}^{\alpha+\beta+1}} \quad \text{où} \quad B_{\alpha\beta} = \int_0^1 t^\alpha (t-1)^\beta dt \quad (22)$$

où R_{\max} est la taille maximale des défauts rencontrés α et β sont des constantes.

Ce modèle considère une densité initiale de défauts ainsi qu'une germination lors des cycles de fatigue. Il ne fait pas de distinction entre les amorçages surfaciques et internes, l'endommagement est supposé être de nature volumique. Les défauts considérés sont dans ce cas les nodules de graphite présents dans la fonte. Le seuil de non propagation des fissures

ΔK_{th} définit la taille minimale des défauts donnant lieu à une phase de propagation. La loi de propagation utilisée est celle de Paris où un ΔK_{eff} est calculé pour décrire la propagation des petites fissures. Les expressions utilisées sont celles déterminées par Clément [Clem84] sur le même matériau. Ce type d'approche permet l'accès à la probabilité de rupture pour une sollicitation donnée que ne permet pas une approche de type Wöhler.

Le modèle proposé par A. de Bussac & J. C. Lautridou [Buss93] [Buss94] pour l'alliage N18 élaboré par métallurgie des poudres fait une distinction entre les amorçages internes et surfaciques. Il est basé sur la compétition entre ces deux types d'amorçage. La **figure 88** présente la taille moyenne des amorçages en fonction de la profondeur dans le cas du N18 et montre la plus grande nocivité des amorçages subsurfaciques. La taille plus importante des défauts internes vient de deux points :

- La probabilité de trouver un défaut de taille donnée est plus importante dans le volume que sur la surface.
- Les vitesses de propagation étant plus lentes sous vide (ce qui correspond à une propagation interne) pour une même durée de vie l'amorçage interne devra être réalisé sur un défaut de taille plus importante pour compenser les écarts de durée de vie en propagation.

La taille la plus faible est obtenue pour une profondeur de 10 μm . Cette nocivité relative plus importante des défauts subsurfaciques est sans doute liée à la géométrie du défaut à prendre en compte. Il faut, dans ce cas, considérer la particule ainsi que le ligament la séparant de la surface comme cela a été présenté précédemment.

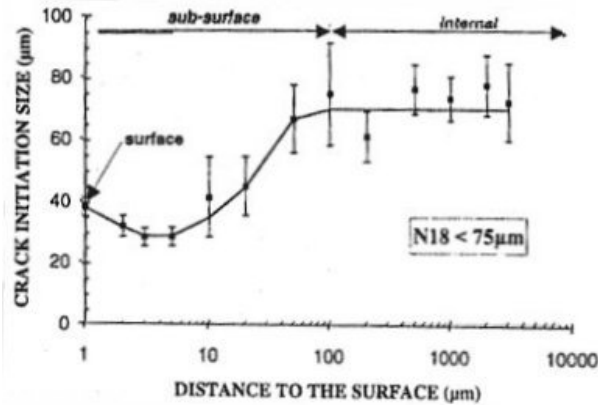


Figure 88: Taille des défauts donnant lieu à la rupture en fonction de la profondeur de ceux-ci.

La probabilité de rupture à un nombre de cycles inférieur au nombre de cycles N_0 est définie comme le produit de la probabilité de présence d'un défaut de taille supérieure à la taille considérée et de la probabilité de rupture prématurée pour cette taille de défaut.

$$P(N \leq N_0) = \sum_i P_{\text{présence}}(D_i) \times P_{\text{rupture}}(N(D_i) < N_0) \quad (22)$$

Le nombre de cycles en propagation nécessaire pour que la fissure se propage depuis une taille de défaut équivalente jusqu'à la rupture est calculé par intégration de la loi de Paris avec une approche en ΔK_{eff} . Une des difficultés de ce modèle est l'identification des paramètres. La taille des particules considérées ainsi que leurs probabilités de présence sont issues des observations fractographiques d'essais de fatigue ce qui nécessite un grand nombre d'essais.

Enfin, dans le cas des alliages d'aluminium de fonderie, les amorçages ne se produisent pas sur particules mais sur les porosités. Yi & al. [Yi03] proposent un modèle de durée de vie en fatigue probabiliste pour les amorçages sur pores surfaciques ou en sous-couche. Ce modèle utilise une méthode de type Monte-Carlo pour prédire les durée de vie. La démarche utilisée est la suivante :

- Connaissant l'histogramme de tailles des porosités, il est possible de calculer la probabilité pour une gamme de tailles de porosités donnée d'intercepter la surface :

$$p_i = 1 - \left(1 - \frac{S\delta}{V}\right)^{N(Di)} \quad \text{avec} \quad N(Di) = n_v V \delta \sum_{K=1}^i f(Dk) \quad (23)$$

- où S et V sont respectivement la surface et le volume considérés, δ l'intervalle de tailles de pores constituant les familles et $f(D)$ la fonction densité utilisée pour décrire la taille des pores. Dans cette étude, la loi utilisée pour décrire la distribution de taille des pores est une loi log-normale.
- Pour chacune de ces familles, il est ensuite possible de calculer la probabilité d'amorçage d'une fissure. La fréquence cumulée d'amorçage est ensuite reliée à la taille des pores.
- Un tirage aléatoire entre 0 et 1 détermine alors la fréquence cumulée de rupture pour laquelle le calcul de durée de vie sera effectué. A partir de cette fraction cumulée, la taille de pore est déterminée.
- Un calcul de durée de vie en propagation est effectué depuis cette taille de pore jusqu'à rupture.

$$N_p = C \left(\varepsilon_{\max} \frac{\Delta\sigma}{Rp_{0.2}} \right)^{st} \left(a_f^{-t+1} - a_0^{-t+1} \right) \quad (24)$$

- où ε_{\max} est la déformation maximale, $\Delta\sigma$ l'amplitude de contrainte, $Rp_{0.2}$ la limite d'élasticité, a_f la taille de la fissure à rupture et a_0 la taille de la fissure à l'amorçage soit la taille de pore considérée. C, s, t sont des constantes.
- Les durées de vie obtenues à l'aide des simulations Monte-Carlo sont ensuite utilisées pour déterminer les paramètres d'une loi de Weibull. La confrontation des résultats expérimentaux et du modèle de Weibull identifié à l'aide des simulations est présentée à la **figure 89**.

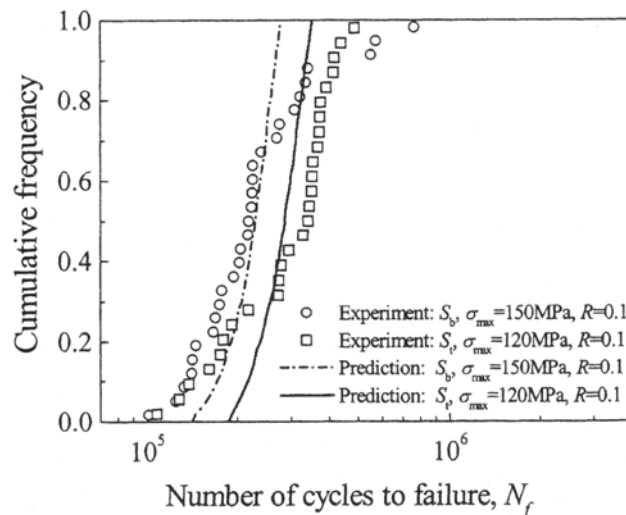


Figure 89: Confrontation des probabilités de rupture cumulées expérimentales à celles obtenues par simulation Monte-Carlo[Yi79].

4.4. COALESCENCE DE FISSURES

La plupart des modèles de durée de vie en fatigue prennent uniquement en compte l'amorçage puis la propagation d'une fissure unique. Or, dans de nombreux cas, l'endommagement par fatigue s'accompagne de phénomènes d'interactions de fissures. Pour déterminer l'importance de ces interactions sur la durée de vie en fatigue, on peut s'intéresser, tout d'abord, aux effets d'interactions sur les vitesses de propagation pour deux fissures.

Bezensek & al. [Bezen03] ont récemment corrélié les mesures de vitesses de propagation le long de fronts de fissures au facteur d'intensité des contraintes local. Pour cela, deux défauts de 25 mm de diamètre et 2 mm de profondeur, distants de 25 mm sont implantés sur la surface de l'éprouvette en acier. Les éprouvettes plates sont ensuite sollicitées en fatigue avec des marquages de fronts de fissures réguliers. Les auteurs analysent après rupture les interactions de fissures en corrélant les vitesses de propagation locales, par l'intermédiaire de la loi de Paris, aux ΔK calculés par différentes approches. La **figure 90** présente une surface de rupture caractéristique d'une de ces éprouvettes.

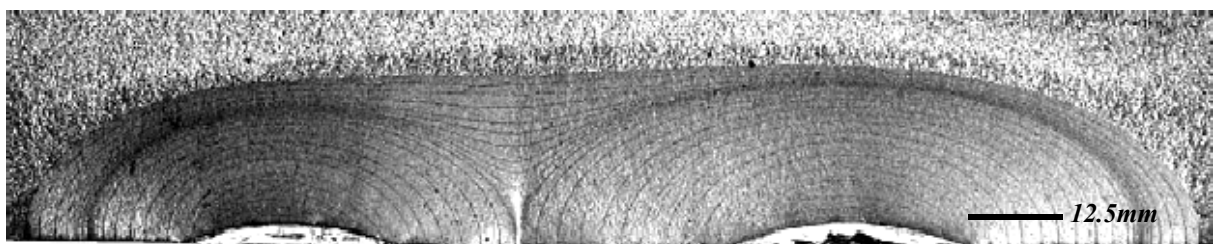


Figure 90: Observation fractographique d'un essai de coalescence avec peu d'effet d'interaction avant coalescence [Bezen03].

La **figure 91** montre les résultats des mesures de longueurs de fissures effectuées. Bien que peu d'effet d'interaction soit observé avant coalescence des fissures, on note tout de même une vitesse de propagation de fissure légèrement supérieure côté coalescence (c. f. **figure 91.a**). Cet effet d'interaction devient perceptible à partir du moment où la distance entre fissure est inférieure à la demi profondeur des fissures. La coalescence des deux fissures s'accompagne d'un ralentissement relatif de la vitesse de propagation en profondeur des deux défauts et d'une évolution rapide du ligament entre les deux fissures (c. f. **figure 91.b**). Une fois le ligament entre les deux fissures rompu, la propagation reprend une allure normale.

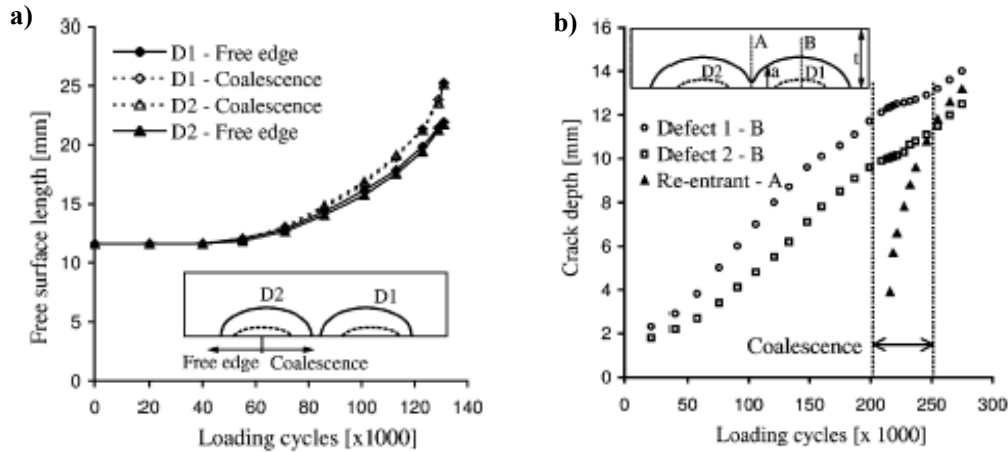


Figure 91: Evolution des paramètres géométriques (a: largeur; b: profondeur) de deux fissures lors de leur coalescence en fonction du nombre de cycles [Bezen03].

Des solutions analytiques permettent de traiter ce type de cas de figure avec une approche élastique pour des fissures 2D. Murakami [Murak86] a rassemblé les expressions des facteurs d'intensité des contraintes associées à différentes configurations. Les travaux réalisés plus récemment par Kachanov [Kacha94] proposent des solutions analytiques pour des configurations de fissures plus variées. La **figure 92** présente les facteurs d'intensité des contraintes pour deux fissures 2D de même longueur (2a), colinéaires ou superposées, dans un milieu infini.

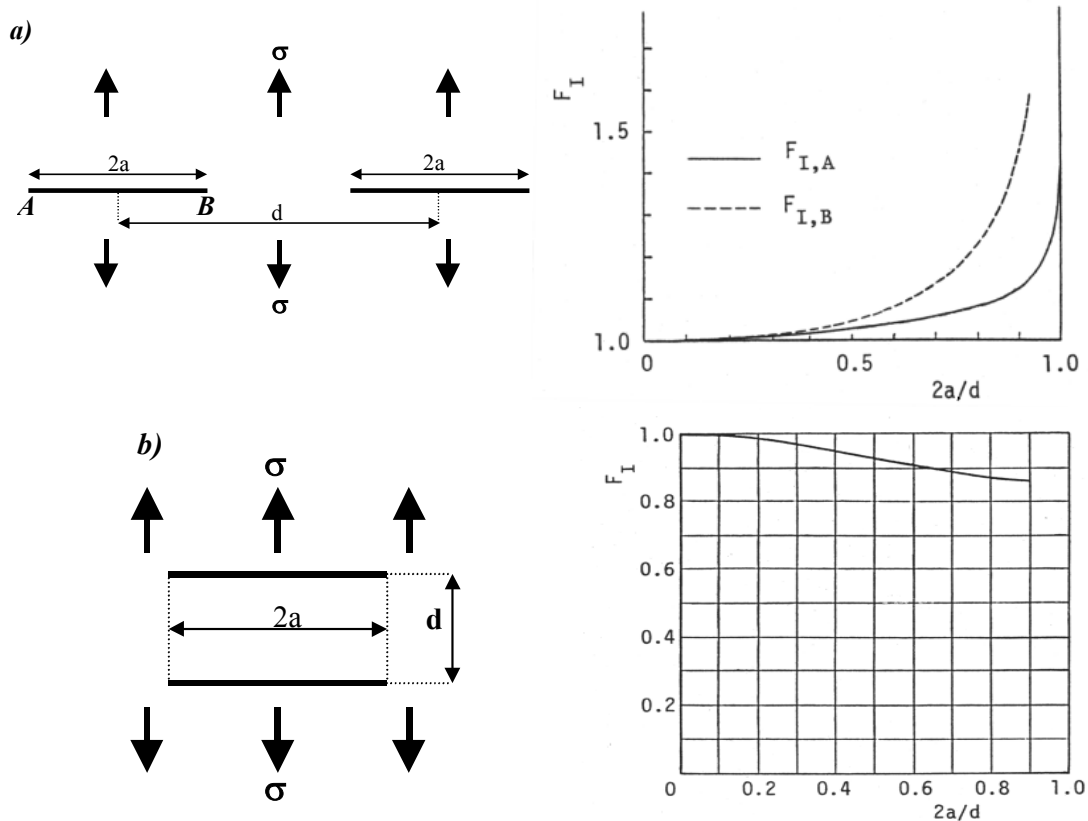


Figure 92: Facteur d'intensité des contraintes de deux fissures de tailles $2a$ et de distance entre centres, d a) cas colinéaires ; b) cas de fissures superposées [Murak86].

Pour le cas de deux fissures colinéaires 2D l'expression du facteur d'intensité des contraintes est :

$$K_I = F_I \sigma \sqrt{\pi a}$$

$$F_{I,A} = \frac{d+2a}{4a} \left(\frac{d+2a}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \left[1 - \frac{E(k)}{K(k)} \right]$$

$$F_{I,B} = \frac{d-2a}{4a} \left(\frac{d-2a}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{d+2a}{d-2a} \right)^2 \frac{E(k)}{K(k)} - 1 \right]$$

avec

$$k = \left[1 - \left(\frac{d-2a}{d+2a} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

où

$$K(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} (1 - k^2 \sin^2 \theta)^{-\frac{1}{2}} d\theta \quad \text{et} \quad E(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} (1 - k^2 \sin^2 \theta)^{\frac{1}{2}} d\theta$$

Pour le cas de deux fissures parallèles 2D l'expression du facteur d'intensité des contraintes peut être estimée à 5% près à partir des polynômes suivants :

$$F_I = 1 - 0.0007\lambda - 0.4130\lambda^2 + 0.2687\lambda^3$$

avec

$$\lambda = \frac{2a}{d} \quad \text{pour} \quad 0 \leq \lambda \leq 0.8$$

Dans de nombreux cas, la coalescence n'est pas rencontrée pour des configurations aussi simples. Lors d'essais de fatigue thermique par exemple, des faïençages peuvent être observés. Dans certains cas, le matériau multifissuré conduit à une durée de vie supérieure à celles qui pourraient être obtenues par propagation d'une fissure unique dans les mêmes conditions. La **figure 93** présente un exemple de faïençage observé sur de l'acier inoxydable 304L soumis à des cycles de chauffage suivi de trempe par projection d'eau.

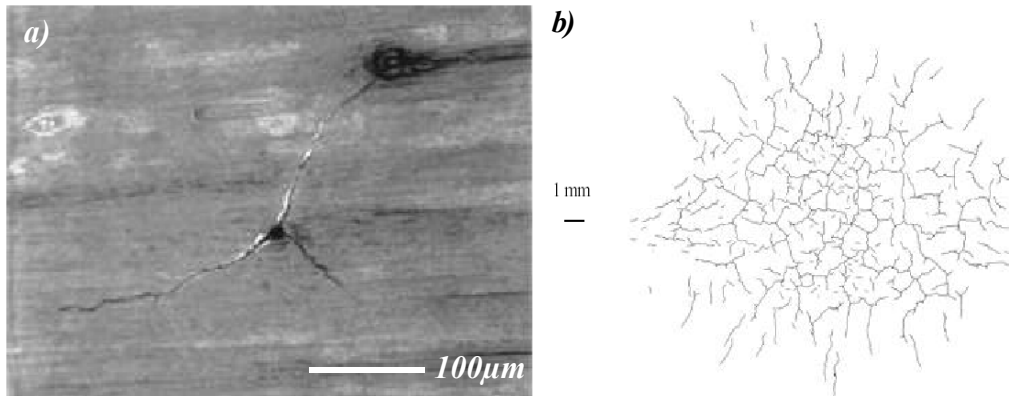


Figure 93: Faïençage observé sur un acier inoxydable 304L pour des cycles thermiques de 7.75sec avec $T_{max}=320^\circ\text{C}$ et un temps de refroidissement de 0.25sec: a) Fissures amorcées sur défaut à 100000 cycles pour un $\Delta T=150^\circ\text{C}$; b) réseau observé en fin d'essai (150000 cycles) pour un $\Delta T=200^\circ\text{C}$ [Maill01].

Cet effet « bénéfique » de la multifissuration a été aussi reproduit numériquement par Ducourthial [Ducou01] pour la propagation d'une macrofissure dans un matériau

multifissuré. Dans cette étude, une approche élastique est aussi utilisée. Le matériau présente des inclusions fragiles à partir desquelles s'amorcent et se propagent des microfissures. Parallèlement, une macrofissure se propage dans ce milieu hétérogène et voit sa vitesse de propagation influencée par sa coalescence avec les microfissures ainsi que par les phénomènes d'écran. La **figure 94** présente les calculs de vitesses de propagation pour différentes tailles d'inclusions. Elle met en évidence un décalage du seuil de non propagation de la macrofissure vers les fortes valeurs de ΔK lorsque la taille des inclusions augmente.

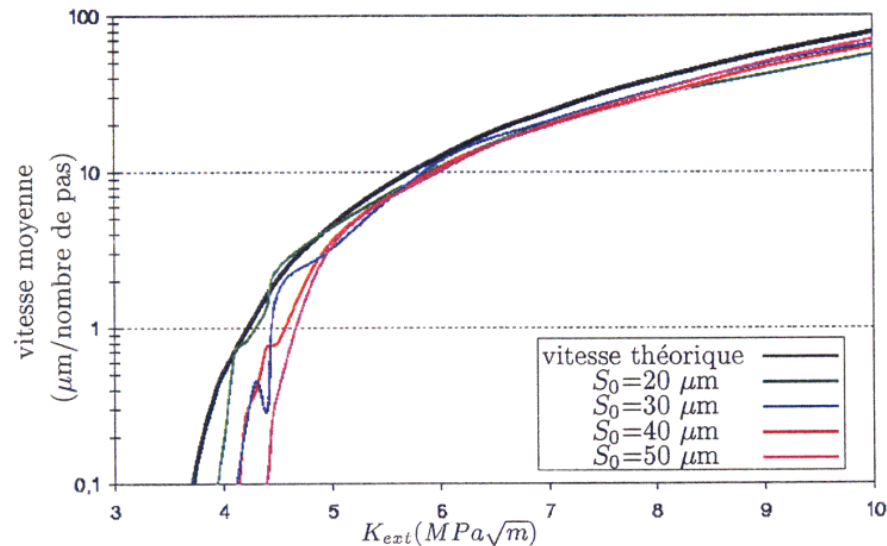


Figure 94: Influence de la taille des inclusions fragiles sur la vitesse de propagation numérique de la macrofissure pour une même densité d'inclusion (40%) [Ducou01].

Un dernier type de modèle est basé sur la gestion de populations de fissures. Pour ce type de modèle, il est indispensable de bien identifier les lois d'amorçage et de propagation de fissures et de définir les critères d'interaction. Un modèle analytique de prédiction de durée de vie avec prise en compte de la coalescence a été proposé par Fedelich [Fed98]. Dans celui-ci, la répartition des fissures est aléatoire. Le modèle de Paris est utilisé pour décrire la propagation des fissures. La taille de la zone de coalescence est la taille de zone plastique en pointe de fissure, elle est définie par l'expression proposée par Dugdale. La coalescence est considérée instantanée lorsqu'il y a recouvrement de deux zones de coalescence. La résolution numérique des équations est, dans ce cas, obtenue par différences finies. Elle est ensuite comparée aux résultats obtenus par simulation de type Monte-Carlo. La **figure 95** présente les histogrammes de tailles de fissures calculés à différents nombres de cycles. On peut noter sur cette figure le décalage progressif de l'histogramme vers les grandes tailles de fissures lorsque le nombre de cycles augmente.

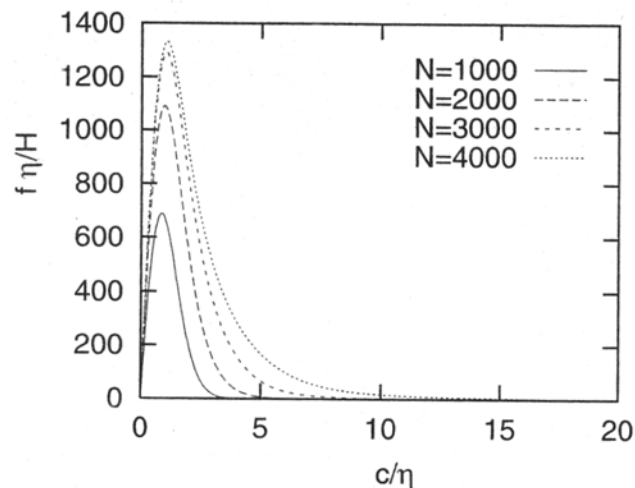


Figure 95: Evolution de l'histogramme normé des tailles de fissures, c , avec le nombre de cycles en fatigue [Fed98].

Ce type de modèle est assez proche de celui proposé par J. Weiss [Weiss92] et D. Argence [Arge96] basé sur des simulations 2D de l'amorçage, la propagation et la coalescence de fissures. Dans ce cas, le modèle est calé sur des mesures expérimentales de durée de vie et des observations métallographiques de l'endommagement. La **figure 96** illustre les résultats obtenus pour le cas d'essais de torsion en fatigue-relaxation. L'implantation des sites d'amorçage étant obtenue par tirages aléatoires, il est possible, pour chaque condition de sollicitation, d'associer la dispersion de durée de vie correspondante.

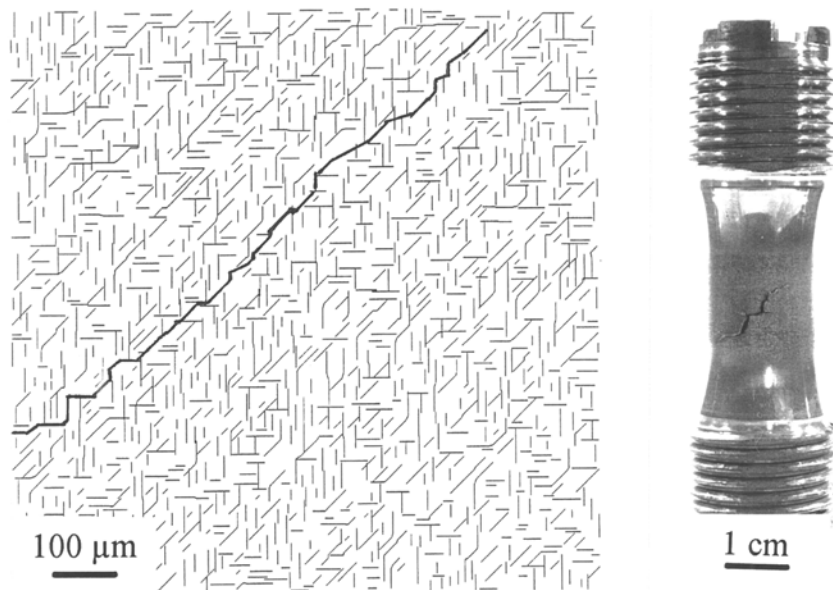


Figure 96: Confrontation simulation/expérience dans le cas d'un essai de torsion en fatigue relaxation [Arge96].

Résumé :

Différents modèles permettent de rendre compte des diverses étapes intervenant dans l'endommagement par fatigue. La prédiction des effets de l'amorçage sur la durée de vie observés expérimentalement par Zerrouki [Zerr00] nécessite un modèle décomposant l'amorçage la propagation et éventuellement la coalescence. Dans notre cas, l'amorçage doit être composé de deux modèles distincts : un pour l'amorçage sur grain en Stade I et l'autre pour l'amorçage sur particules. Afin d'identifier le modèle d'amorçage sur particules, il est important de déterminer si cet amorçage est instantané ou non.

Le modèle de propagation devra retranscrire le comportement des petites fissures, mais aussi permettre de rendre compte des hétérogénéités de comportement introduites par le mode d'élaboration des disques. Les vitesses de propagation de petites fissures pour l'alliage 718 sont, d'après les résultats de Chen & al. [Chen00], à 600°C, proportionnelles à la taille de fissure. Si ces observations sont confirmées dans notre cas, le modèle de propagation proposé par Tomkins serait sans doute le mieux adapté à notre étude.

Les modèles de coalescence de fissures permettent de rendre compte encore plus finement de l'endommagement. Il est donc nécessaire de déterminer quels sont les effets de ce phénomène sur la durée de vie et dans quelles conditions il est rencontré dans le cas de l'alliage 718DA.

BIBLIOGRAPHIE

- [Arge96] D. Argence, Endommagements couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial appliqué à un acier inoxydable austénitique, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1996).
- [Baudry03] G. Baudry, Tenue en service des composants mécaniques-quelle endurance pour quelle pièce et quel procédé ?, in : Proc. 22^{ème} Journées de Printemps, (2003), pp. K2 :1-12.
- [Bezen04] B. Bezensek, J. W. Hancock, The re-characterisation of complex defects Part I : Fatigue and ductile tearing, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 71, n°7-8, (2004), pp. 981-1000.
- [Brück93] A. Brückner-Foit, H. Jäckels, U. Quadfasel, Prediction of the lifetime distribution of high-strength components subjected to fatigue loading, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 16, n°8, (1993), pp. 891-908.
- [Buss93] A. de Bussac and J. C. Lautridou, A probabilistic model for prediction of LCF surface crack initiation in PM alloys, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 16, n°8, (1993), pp. 861-874.
- [Buss94] A. de Bussac, Prediction of the competition between surface and internal fatigue crack initiation in PM alloys, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 17, n°11, (1994), pp. 1319-1325.
- [Chau00] C. Chauvot, M. Sester, Fatigue crack initiation and crystallographic crack growth in an austenitic stainless steel, Computational Materials Science, Vol. 19, (2000), pp. 87-96.
- [Chant00] I. Chantier-De Lima, Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie, Thèse de doctorat, ENS Cachan, (2000).
- [Chen00] Q. Chen, N. Kawagoishi, H. Nisitani, Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A, Vol. 277, (2000), pp. 250-257.
- [Clavel82] M. Clavel and A. Pineau, Fatigue behaviour of two nickel-base alloys I : Experimental results on low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures, Materials Science and Engineering, Vol. 55, (1982), pp. 157-171.
- [Clem84] P. Clement, Propagation par fatigue de petits défauts dans une fonte graphite sphéroïdal, Mémoire d'ingénieur C.N.A.M., (1984).
- [Couper90] M. J. Couper, A. E. Neeson and J. R. Griffiths, Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 13, N°3, (1990), pp. 213-227.
- [Cret01] L. Cretegnny and A. Saxena, AFM characterization of the evolution of surface deformation during fatigue in polycrystalline copper, Acta Materialia, Vol. 49, (2001), pp. 3755-3765.
- [Ducou01] E. Ducourthial, Simulation et analyse de la propagation d'une fissure macroscopique dans un milieu élastique fragile microfissuré, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).
- [Fed98] B. Fedelich, A stochastic theory for the problem of multiple surface crack coalescence, International Journal of Fracture, Vol. 91, (1998), pp. 23-45.

- [Gerb98] W. W. Gerberich, S. E. Harvey, D. E. Kramer and J. W. Hoehn, Low and high cycle fatigue- A continuum supported by AFM observations, Acta Materialia, Vol. 46, n°14, (1998), pp. 5007-5021.
- [Harv94] S. E. Harvey, P. G. Marsh and W. W. Gerberich, Atomic force microscopy and modeling of fatigue crack initiation in metals, Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 42, n°10, (1994), pp. 3493-3502.
- [Hyzak82a] J. M. Hyzak and I. M. Bernstein, The Effect of defects on the fatigue crack initiation process in two P/M superalloys : Part I. Fatigue origins, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, (1982), pp. 33-43.
- [Jabl81] D. A. Jablonski, The effect of ceramic inclusions on the low cycle fatigue life of low carbon astroloy subjected to hot isostatic pressing, Materials Science and Engineering, Vol. 48, (1981), pp. 189-198.
- [Kacha94] M. Kachanov, Elastic solids with many cracks and related problems, Advances in Applied Mechanics, Vol. 30, (1994), pp. 259-445.
- [Maill01] V. Maillot, A. Fissolo, S. Degallaix, G. Degallaix, Obtentions et observations de réseaux de faïençage par fatigue thermique, in : XV Congrès Français de Mécanique, (2001).
- [McEvily83] A. J. Mc Evily and K. Minakawa, Crack closure and the growth of short and long fatigue cracks, Scripta Metallurgica, Vol. 18, (1984), pp. 71-76.
- [Murak83] Y. Murakami and M. Endo, Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 17, n°1 (1983), pp. 1-15.
- [Murak94] Y. Murakami and M. Endo, Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength, International journal of fatigue, Vol.16, (1994), pp. 163-182.
- [Murak86] Editor in chief: Y. Murakami, Stress Intensity Factor Handbook, Vol.1 Pergamon Press (1986).
- [Patton98] G. Patton, C. Rinaldi, Y. Brechet, G. Lormand, R. Fougères, Study of fatigue damage in 7010 aluminum alloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 254, (1998), pp. 207-218.
- [Petit89] J. Petit et A. Zeghloul, Influence de l'environnement et de la microstructure sur la propagation en fatigue des fissures courtes tridimensionnelles, Revue de physique appliquée, Vol. 24, (1989), pp. 905-913.
- [Pineau86] A. Pineau, Short fatigue crack behavior in relation to three-dimensional aspects and crack closure effect, in : Small fatigue cracks, ed. R.O. Ritchie, J. Lankford, AIME, (1986), pp. 191-210.
- [Risbet03] M. Risbet, X. Feaugas, C. Guillemer-Neel, M. Clavel, Use of atomic force microscopy to quantify slip irreversibility in a nickel-base superalloy, Scripta Materialia, Vol. 49, (2003), pp. 533-538.
- [Shamb85] C. E. Shamblen and D. R. Chang, Effect of inclusions on LCF life of HIP plus heat treated powder metal Rene 95, Metallurgical Transactions B, Vol. 16B, (1985), pp. 775-784.
- [Spät01] N. Späth , V. Zerrouki, P. Poubanne and J.Y. Guédou, 718 Superalloy forging simulation : a way to improve process and material potentialities, in : Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, ed. E.A. Loria, TMS, (2001), pp. 173-183.
- [Suresh98] S. Suresh, Fatigue of materials, 2nd ed., Cambridge University Press, (1998).

- [Tana81] K. Tanaka and T. Mura, A dislocation model for fatigue crack initiation, Journal of Applied Mechanics, Vol. 48, (1981), pp. 97-103.
- [Ting93] J. C. Ting and F. V. Lawrence Jr, Modeling the long-life fatigue behavior of a cast aluminum alloy, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 16, N°6, (1993), pp. 631-647.
- [Tomk68] B. Tomkins, Fatigue crack propagation – An Analysis, Philosophical Magazine, Vol. 18, (1968), pp. 1041-1066.
- [Ville02] P. Villechaise, L. Sabatier, J. C. Girard, On slip band features and crack initiation in fatigued 316L austenitic stainless steel : Part1 : Analysis by electron back-scattered diffraction and atomic force microscopy, Materials Science and Engineering A, Vol. 323, (2002), pp. 377-385.
- [Weiss92] J. Weiss, Endommagement en viscoplasticité cyclique sous chargement multiaxial à haute température d'un acier inoxydable austénitique, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1992).
- [Yi03] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, H. M. Flower, and T. C. Lindley, Scatter in fatigue life due to effects of porosity in cast A356-T6 aluminum-silicon alloy, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 34A, (2003), pp. 1879-1890.
- [Zegh89] A. Zeghloul et J. Petit, Influence de l'environnement sur la propagation des fissures courtes et longues dans un alliage léger type 7075, Revue de Physique Appliquée, Vol. 24, (1989), pp. 893-904.
- [Zerr00] V. Zerrouki, Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, Université EVE, 2000.

Partie B:

Matériau, procédures et résultats expérimentaux

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU ET TECHNIQUES

EXPERIMENTALES	93
5.1. MICROSTRUCTURE DU MATERIAU DE L'ETUDE.....	93
5.1.1. <i>Microstructure du disque de turbine étudié</i>	93
5.1.2. <i>Analyse de la répartition des particules</i>	94
5.1.2.1. Homogénéisation des images et seuillage.....	95
5.1.2.2. Analyse de l'image binaire et méthode d'analyse des amas.....	96
5.1.2.3. Caractérisation des amas.....	99
5.1.3. <i>Traitement Thermique de grossissement de grain</i>	100
5.2. ESSAIS PRELIMINAIRES	102
5.2.1. <i>Essais d'oxydation statique</i>	102
5.2.2. <i>Cartographie des hétérogénéités</i>	103
5.3. TRACTION	104
5.3.1. <i>Traction in-situ</i>	104
5.3.2. <i>Traction à chaud</i>	105
5.4. FATIGUE	106
5.4.1. <i>Essais de comportement</i>	108
5.4.2. <i>Essais de durée de vie</i>	109
5.4.3. <i>Essais de propagation</i>	111
5.4.4. <i>Essais d'interaction de fissures</i>	114
BIBLIOGRAPHIE.....	116

RESULTATS EXPERIMENTAUX – ESSAIS MECANQUES ET OBSERVATIONS 118

6.1. DESCRIPTION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU DISQUE :	118
6.1.1. <i>Comportement en traction</i>	118
6.1.1.1. Essais à température ambiante.....	118
6.1.1.2. Essais de traction à chaud :	119
6.1.2. <i>Comportement en fatigue</i>	120
6.2. DESCRIPTION DES MECANISMES D'AMORÇAGE :	124
6.2.1. <i>Effet d'une Oxydation statique</i> :	124
6.2.2. <i>Présentation des différents sites d'amorçage</i>	127
6.2.3. <i>Cinétique et mécanisme d'amorçage sur particules</i>	130
6.3. DUREE DE VIE	133
6.4. PROPAGATION.....	139
6.4.1. <i>Fractographie</i>	139
6.4.1.1. Effet de la taille de grain.....	139
6.4.1.2. Sous vide.....	141
6.4.1.3. Effet de fréquence et de la température sur alliage DA.....	141
6.4.2. <i>Mesures de vitesses de Propagation sur répliques</i>	142
6.4.3. <i>Mesures de vitesses de propagation à l'aide d'un microscope à grande distance focale (Questar)</i> :	145
6.4.4. <i>Interactions entre fissures</i>	148
6.4.4.1. Fissures colinéaires.....	148

6.4.4.2. Fissures superposées.....	151
BIBLIOGRAPHIE.....	154

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES	93
5.1. MICROSTRUCTURE DU MATERIAU DE L'ETUDE.....	93
5.1.1. Microstructure du disque de turbine étudié	93
5.1.2. Analyse de la répartition des particules.....	94
5.1.2.1. Homogénéisation des images et seuillage.....	95
5.1.2.2. Analyse de l'image binaire et méthode d'analyse des amas.....	96
5.1.2.3. Caractérisation des amas.....	99
5.1.3. Traitement Thermique de grossissement de grain.....	100
5.2. ESSAIS PRELIMINAIRES	102
5.2.1. Essais d'oxydation statique.....	102
5.2.2. Cartographie des hétérogénéités.....	103
5.3. TRACTION	104
5.3.1. Traction in-situ.....	104
5.3.2. Traction à chaud	105
5.4. FATIGUE	106
5.4.1. Essais de comportement.....	108
5.4.2. Essais de durée de vie	109
5.4.3. Essais de propagation	111
5.4.4. Essais d'interaction de fissures.....	114
BIBLIOGRAPHIE.....	116

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DU MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Ce chapitre est consacré à la description de la microstructure du matériau étudié et des différentes techniques expérimentales mises en œuvre dans le cadre de cette étude. Dans un premier temps, la présentation du matériau de l'étude sera effectuée. Avant d'entreprendre la caractérisation de l'alliage 718 en fatigue, la campagne d'essais préliminaires sera présentée. Elle est décomposée en deux parties. L'oxydation des carbures de niobium étant d'après certains auteurs à l'origine des amorçages dans l'alliage 718, des essais d'oxydation ont été réalisés pour permettre d'estimer quels sont, dans notre cas, les effets de l'oxydation sur les particules. L'étude étant réalisée sur un matériau industriel, son comportement n'est pas nécessairement homogène, des essais de caractérisation du comportement mécanique engagés seront donc présentés. Enfin, les essais relatifs à la compréhension et à la modélisation des mécanismes d'endommagement en fatigue seront ensuite évoqués.

5.1. MICROSTRUCTURE DU MATERIAU DE L'ETUDE

Une grande partie des éprouvettes de cette étude a été prélevée dans le disque de turbine d'un moteur CFM56 soumis au traitement thermomécanique DA. L'observation de la taille et de la morphologie des grains ainsi que du fibrage a tout d'abord été réalisée. La compréhension des mécanismes d'amorçage sur particules étant un des objectifs de cette étude, une analyse de la population de carbures est donc indispensable.

5.1.1. MICROSTRUCTURE DU DISQUE DE TURBINE ETUDIE

Un contrôle de la microstructure du disque a tout d'abord été effectué pour déterminer l'étendue de la zone de microstructure homogène (*figure 97*). Les éprouvettes de fatigue ont ensuite été prélevées dans la zone centrale « homogène » et à grain fin (ASTM 10-12). Un tableau récapitulatif de toutes les éprouvettes de l'étude est reporté en **annexe 1**. Les travaux de Ponnelle [**Pon01**] ayant révélé un fort effet du fibrage sur les vitesses de propagation des fissures, nous avons réalisé des relevés du fibrage. Il sera ensuite possible de tenir compte de cet effet dans l'interprétation de certains résultats. Enfin, une attaque chimique a été pratiquée pour rendre compte du niveau d'écrouissage résiduel. Le réactif utilisé est, dans ce cas, le « Canada etch ». Sa composition pour 1L de réactif est la suivante :

- ❑ eau : 0.5L
- ❑ acide fluorhydrique : 0.2L
- ❑ acide nitrique : 0.1L
- ❑ acide sulfurique : 0.2L

Ce réactif doit être utilisé aussitôt après sa préparation puisqu'il ne se conserve pas. Le temps d'attaque est compris entre 5 et 10 minutes. Les zones à grains écrouis apparaissent en noir et les zones à grains recristallisés en clair. Les zones de transition présentent en général une recristallisation anormale de gros grains. La *figure 98* présente les coupes métallographiques du disque de l'étude. Le fibrage de la pièce est présenté en *figure 98.a* et l'attaque au réactif « Canada etch » en *figure 98.b*. On remarque une assez bonne

correspondance entre la **figure 98.b** et la **figure 97**. On note, en particulier que la zone centrale où seront prélevées les éprouvettes est bien recristallisée et renferme des grains fins.

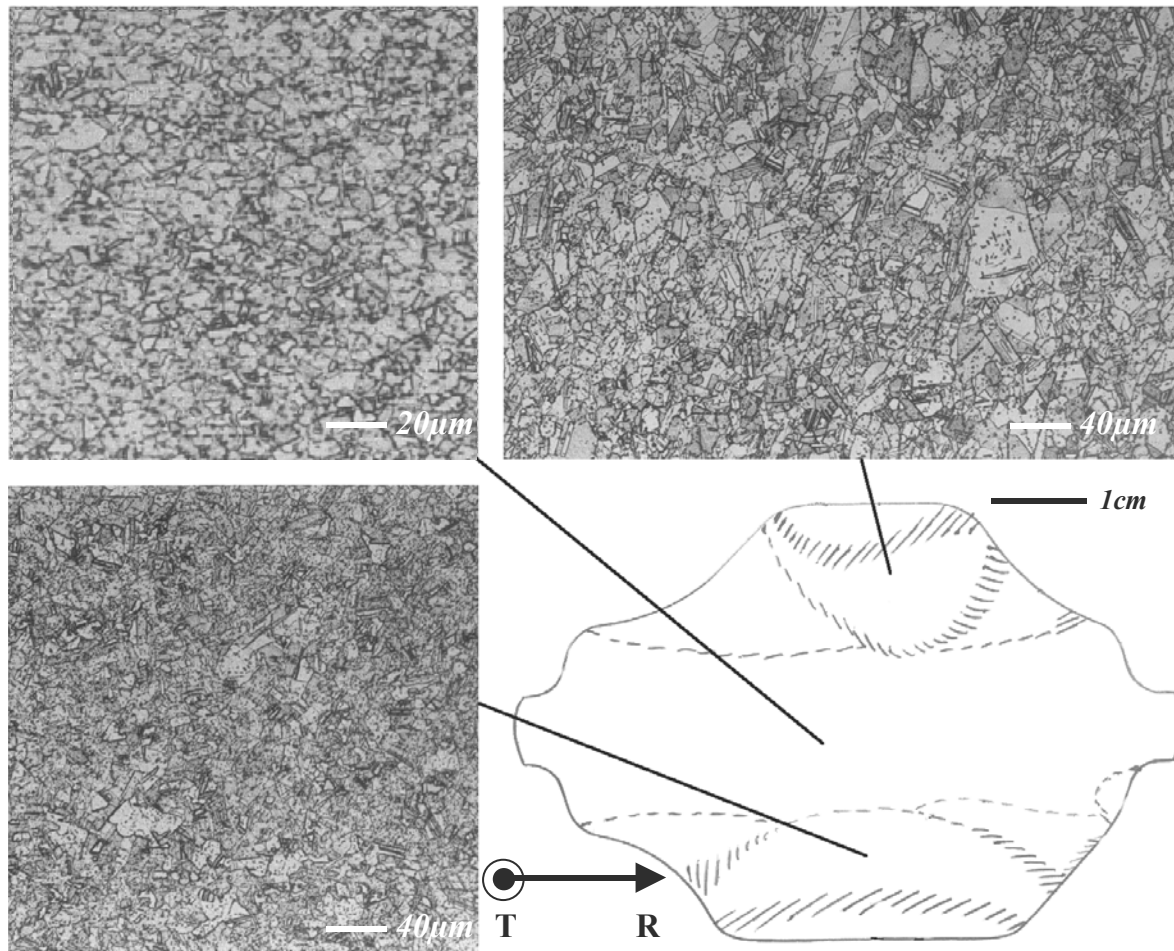


Figure 97 : Coupe métallographique d'une section du disque de l'étude.

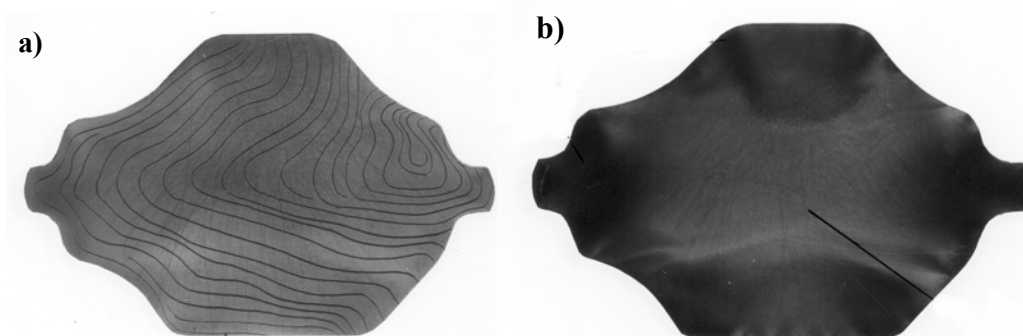


Figure 98 : Représentation du fibrage de la pièce (a) et des niveaux d'écrouissage par attaque « Canada etch » (b).

5.1.2. ANALYSE DE LA REPARTITION DES PARTICULES

Les carbures étant à l'origine de nombreux amorçages dans l'alliage 718DA, nous avons entrepris une caractérisation de cette population de particules. La première étape consiste à déterminer l'histogramme des tailles et la répartition spatiale des particules. Cette partie fait appel à des techniques d'analyse d'image. Pour cela, un programme d'analyse d'image a été développé au Centre des Matériaux. Une cartographie d'une surface de 15.6 mm² a été

réalisée à partir d'une centaine d'images MEB obtenues en électrons rétro-diffusés. La **figure 99** présente une de ces images. Cette analyse a été effectuée dans la direction tangentielle (T) du disque (c. f. **figure 97**). Elle est donc représentative de la surface des éprouvettes de l'étude prélevées dans cette même direction. On peut remarquer, sur cette figure, que les particules de carbure ne sont pas réparties aléatoirement et qu'elles sont souvent regroupées sous la forme d'amas.

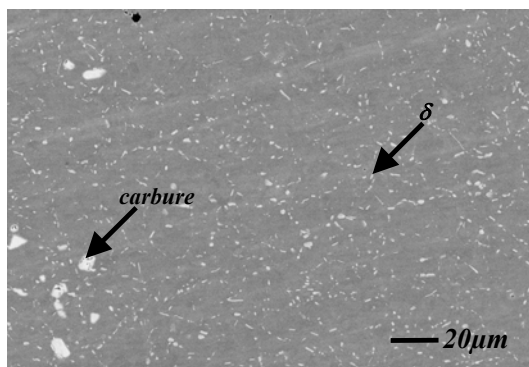


Figure 99 : Micrographie de l'alliage 718DA et des phases à isoler, la phase δ en forme de galets répartie au niveau des joints de grain et les carbures de tailles plus importantes.

5.1.2.1. Homogénéisation des images et seuillage

La variation de la qualité du vide ainsi que l'évolution de l'état du faisceau électronique du MEB vers un état stable conduit à de fortes variations de contraste sur l'ensemble de la cartographie. L'utilisation d'un seuil constant sur l'ensemble de la figure conduirait à une analyse hétérogène des particules. Avant d'appliquer ce seuil, il est indispensable d'harmoniser ces niveaux sur l'ensemble de la cartographie. On peut remarquer sur la **figure 100** les fortes variations entre les différentes lignes de la cartographie caractéristique du balayage effectué manuellement de gauche à droite et de haut en bas.



Figure 100 : Présentation des hétérogénéités de contraste et brillance sur la cartographie initiale (10500*5000 pixels).

Cette homogénéisation des contrastes et brillances sur l'ensemble de l'image effectuée, il faut ensuite procéder à l'analyse de l'image. La première étape consiste à effectuer un seuillage de l'image pour permettre de dissocier les particules (carbures et phase δ) de la matrice. L'image devenue binaire, il est nécessaire de remplir les particules qui ne le seraient pas à la suite de cette première opération. Une reconstruction des joints de grain est aussi possible à ce niveau en utilisant la phase δ . Les résultats de cette reconstruction ainsi que les

données obtenues par analyse d'image sont reportés en **annexe 2**. Les carbures sont ensuite dissociés de la phase δ . Cette opération est réalisée à l'aide d'un seuil prenant en compte à la fois la taille et la forme des particules. Cette méthode, contrairement à une érosion de l'image suivie d'une dilatation, n'a pas l'inconvénient de modifier la forme des carbures. Toutes les petites particules de forme allongée sont donc considérées comme de la phase δ et ne sont pas incorporées dans les mesures. Sur chaque carbure une mesure de la taille, du facteur de forme et de l'orientation ainsi que la localisation de son barycentre est effectuée. La **figure 101** présente cette étape de l'analyse de la population de particules.

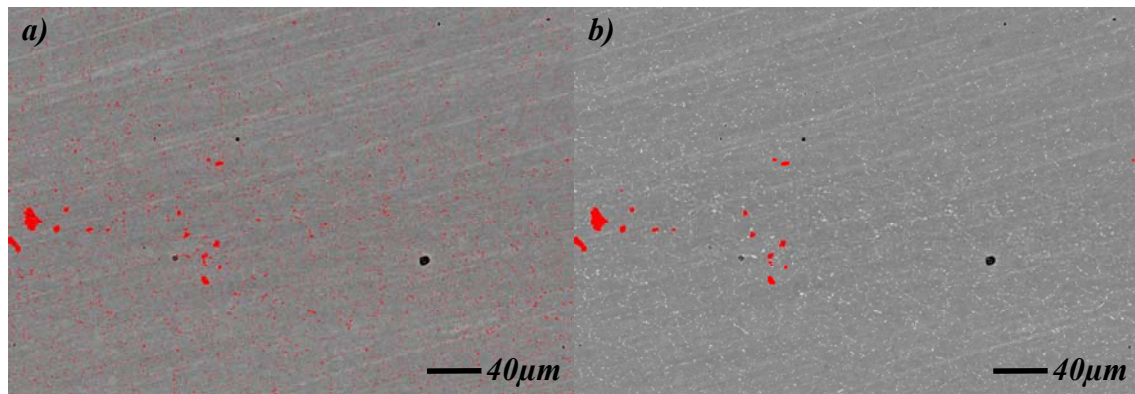


Figure 101 : Micrographie des deux étapes de seuillage destinées à l'identification des tailles de particules : a) Seuil en niveaux de gris permettant d'isoler les carbures et la phase δ de la matrice ; b) remplissage des particules et seuil en forme et en taille d'objet pour éliminer la phase δ .

5.1.2.2. Analyse de l'image binaire et méthode d'analyse des amas

Les carbures étant isolés, il est ensuite possible d'effectuer les mesures sur cette population. Les mesures classiques d'analyse d'images sont aussi effectuées. La fraction surfacique de particule est de 0.2%, la densité de particules de 78 particules/mm². L'histogramme de taille des particules obtenu est présenté à la **figure 102**.

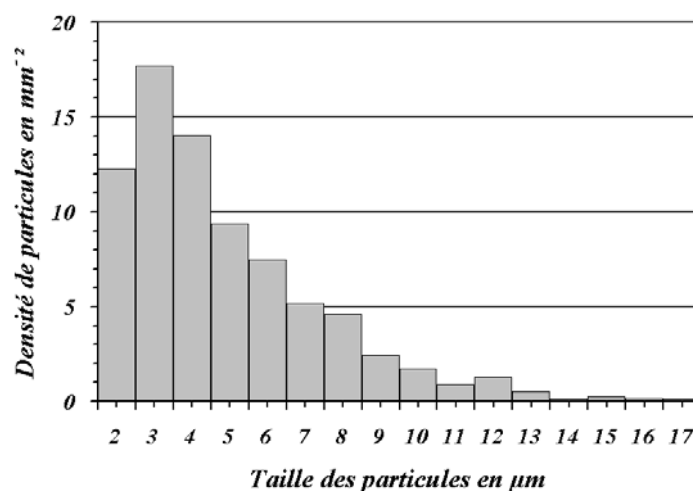


Figure 102 : Histogramme des tailles de particules mesurées en sens long sur l'alliage 718 DA.

Dans l'alliage, les particules sont pour la plupart regroupées dans des amas dont l'alignement est directement lié à l'opération de forgeage. C'est pour cette raison qu'une analyse morphologique de la population de particules a été réalisée. Cette analyse doit permettre de décrire dans un premier temps une population d'amas dont chaque amas est caractérisé par différents paramètres :

- ❑ Taille
- ❑ Position
- ❑ Orientation
- ❑ facteur de forme
- ❑ nombre de particules

L'identification des amas nécessite la connaissance de la distance entre particules premières voisines. Pour cela, l'histogramme moyen des distances entre particules a été tracé. La **figure 103** présente deux histogrammes de distance : le premier est l'histogramme moyen des distances, le second simplement normé par la distance entre particules est directement relié à la probabilité de trouver une particule à une distance donnée. En effet, le premier tracé ne tenant pas compte de la distance, plus la classe de taille augmente et plus la surface observée est importante. On remarque pour ce premier histogramme une distance critique entre premiers voisins de l'ordre de 5 μm . Cet histogramme peut être représenté par une fonction de type D^2 caractéristique de l'évolution de la surface observée avec la distance. Pour des distances supérieures à 1000 μm , on observe une chute de la courbe liée aux effets de bord. Nous utiliserons donc la courbe normée pour estimer la distance entre carbures premiers voisins dans un amas. Le critère choisi à ce niveau est la valeur à demi pic, soit dans notre cas 25 μm .

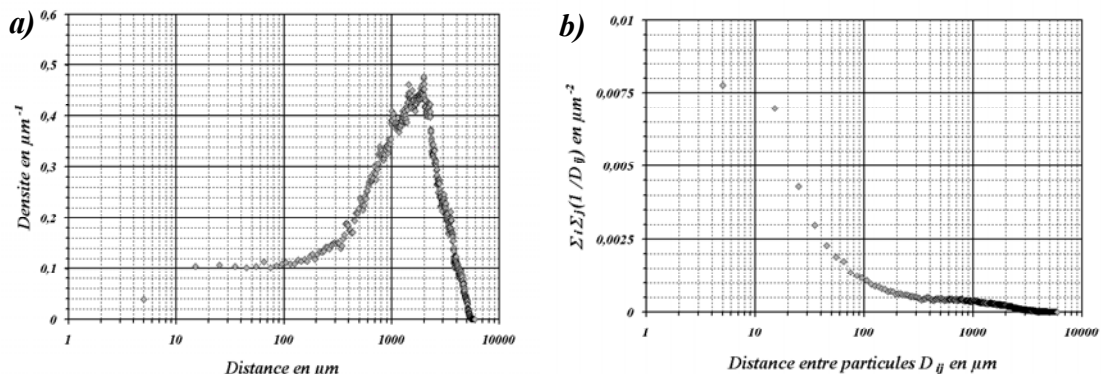


Figure 103 : Histogramme des distances entre particules pour une surface de 15.6 mm²: a) histogramme direct ; b) histogramme normé par la distance.

La cartographie est alors retraitée intégralement en utilisant la fonction distance. Les particules sont considérées comme étant d'un même amas lorsqu'elles sont espacées de moins de 25 μm . Un carbure isolé est considéré comme un amas d'une seule particule. Cette technique plus lourde numériquement à mettre en place semble mieux adaptée à notre cas que celle des cellules de Voronoï [Achon94]. Si la méthode de Voronoï conduit à de bons résultats pour l'analyse d'objets répartis dans l'ensemble d'une image (ex : taille de grain), ce n'est pas le cas pour des alignements de faibles nombres d'objets très dispersés comme les amas de carbures dans l'alliage 718. La **figure 104** compare les résultats obtenus avec ces deux méthodes (Voronoi à ceux de la fonction distance). Alors que la méthode de Voronoï semble limitée pour le traitement des amas très allongés, la fonction distance conduit à une analyse plus homogène de l'image et rend bien compte de cette notion d'amas.

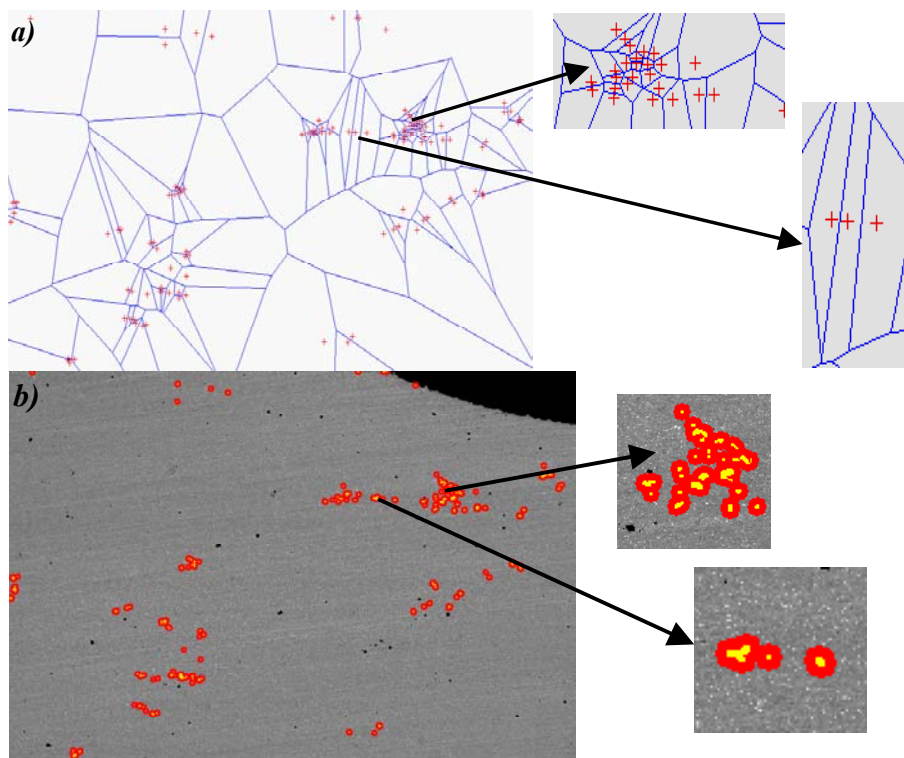


Figure 104 : Résultats d'analyse des amas par la méthode de Voronoï (a) et par une méthode de distance critique (b).

La **figure 105** présente le résultat de la détection d'amas réalisé sur la cartographie. Le nombre de carbures répertoriés est d'environ 1300 pour une surface observée de 16 mm² soit environ 80 carbures/mm². Le nombre d'amas mesurés par cette méthode est de 270. Ce nombre passe à 218 lorsque la distance de seuil passe de 25 à 30 μm . La distance de seuil est un paramètre assez sensible ; c'est pourquoi prendre la valeur à demi-pic est sans doute un critère qui semble correct et simple à identifier.

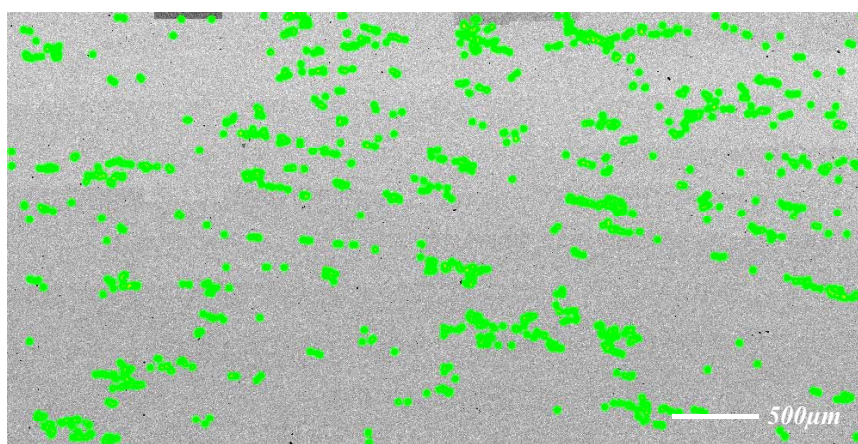


Figure 105 : Mise en place de l'analyse en distance critique sur l'ensemble de la cartographie.

Une fois la détection des amas réalisée, un calcul du barycentre et de l'orientation par régression linéaire de chaque amas est effectué. Les longueurs et largeurs de chaque amas sont aussi mesurées. Les amas sont ensuite englobés dans des ellipses de positions, d'orientations et de dimensions connues. Un calcul du nombre de particules par unité de surface elliptique est effectué sur tous les amas. Enfin, l'histogramme de tailles, formes et orientations des amas peut être déterminé. La **figure 106** présente l'estimation elliptique des amas obtenue.

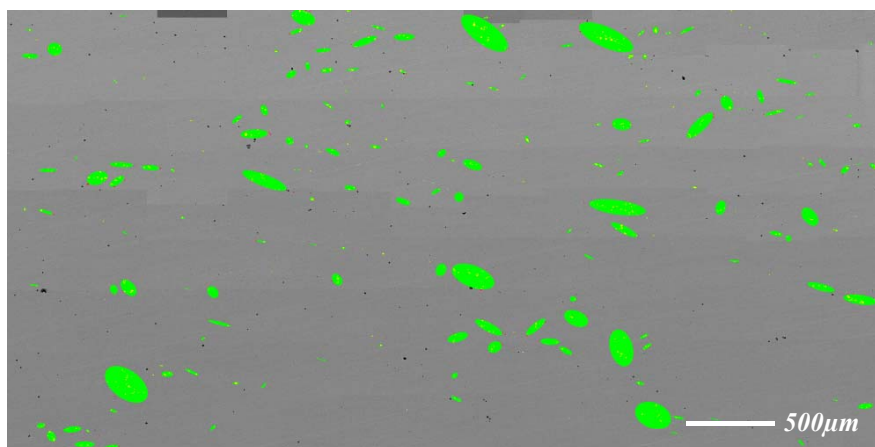


Figure 106 : Estimation elliptique réelle de la répartition en amas dans l'alliage 718 DA.

5.1.2.3. Caractérisation des amas

Il est enfin possible de décrire la répartition des particules à partir de différents histogrammes. La **figure 107** présente tout d'abord les histogrammes de grands axes c des ellipses et des rapports a/c . On notera qu'il est possible de reproduire correctement ces deux histogrammes à l'aide d'une loi de type β .

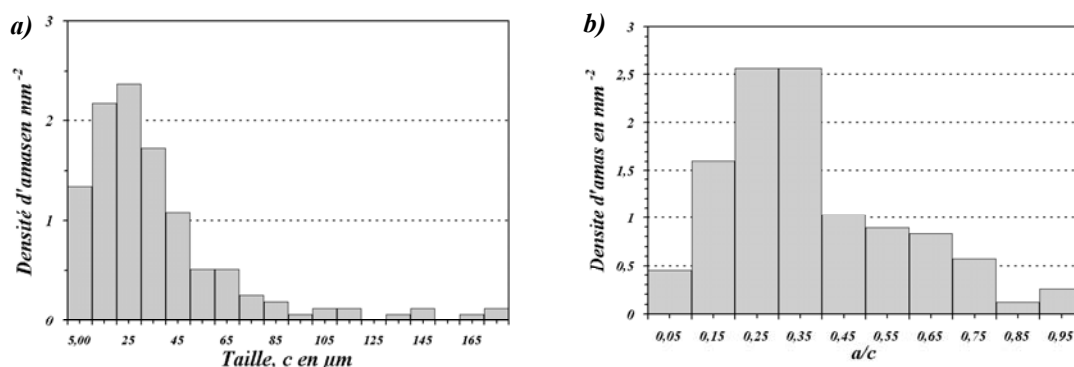


Figure 107 : Histogrammes des paramètres c et a/c des ellipses caractéristiques des amas obtenus pour une surface de $15,6 \text{ mm}^2$.

Le fibrage de la pièce est retranscrit par l'histogramme des orientations des ellipses (c.f **figure 108**). Il rend compte de l'orientation de l'échantillon lors de la réalisation de la cartographie. On remarque une orientation préférentielle des amas au voisinage de 90 degrés de la direction du fibrage.

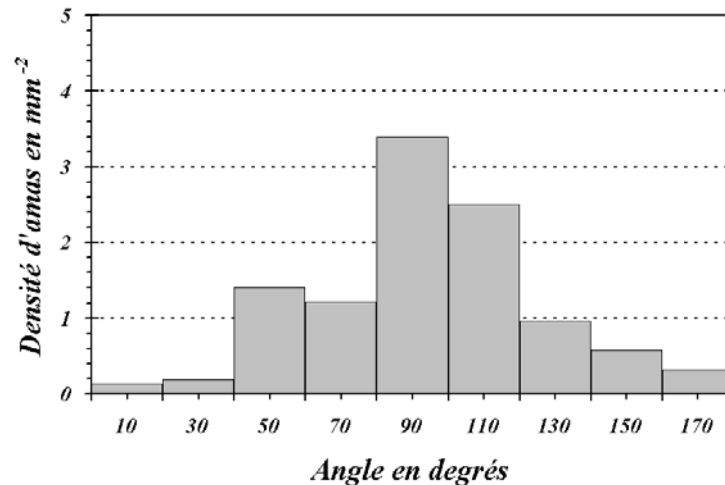


Figure 108 : Histogrammes d'orientations des amas caractéristique du fibrage de la pièce pour une surface de 15.6 mm².

La dernière courbe caractérisant les amas est celle permettant de décrire le nombre de particules dans un amas (c. f. **figure 109**). Après avoir tenté différentes représentations, il semble que le nombre de particules d'un amas en fonction du grand axe, c , de l'amas soit la mieux adaptée. On note que le nombre de particules dans les amas varie avec la plus grande dimension des amas. On utilisera par la suite ce résultat lors de la modélisation

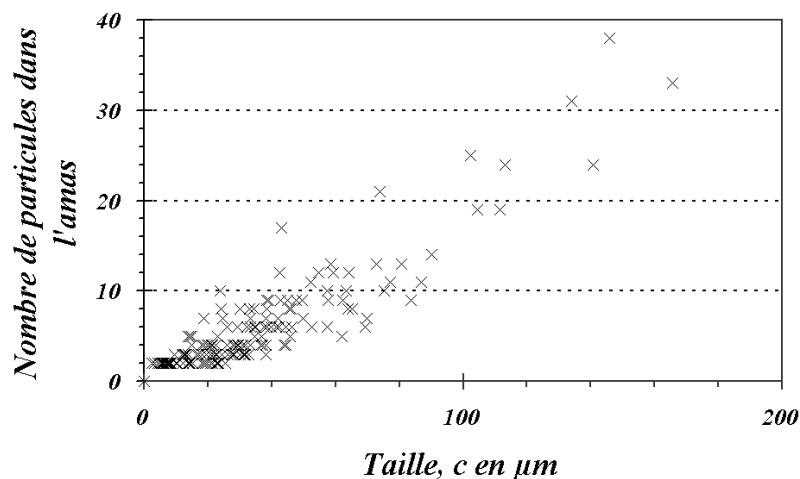


Figure 109 : Mesures des nombres de particules par amas en fonction du grand axe de l'amas considéré.

5.1.3. TRAITEMENT THERMIQUE DE GROSSISSEMENT DE GRAIN

La taille de grain a une part importante dans le mécanisme d'amorçage en fatigue, nous avons donc été amenés à appliquer un traitement de grossissement de grain à certaines éprouvettes. Les critères de validité de ce traitement sont l'obtention d'une structure équivalente en termes de répartition et morphologie de phase δ , ainsi que la taille de grain souhaitée (40 et 100-150 μm). Ce traitement comporte trois étapes :

- Le traitement de grossissement de grain : temps de maintien, t_1 , à une température supersolvus, T_1 , suivie d'un refroidissement à l'air. La **figure 110** présente les deux microstructures après le traitement de grossissement de grain.

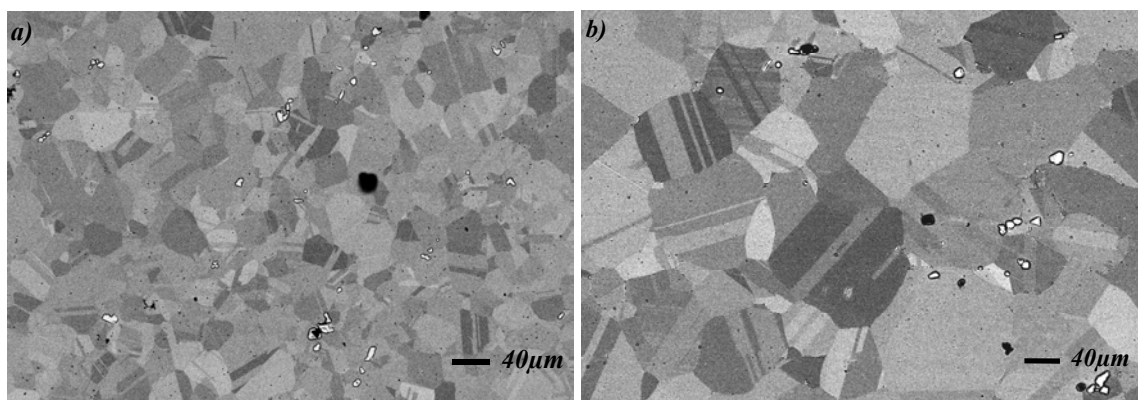


Figure 110: Présentation des microstructures obtenues sur les échantillons a) B2: traité 30 min à 1040°C; b) B4 : traité 90 min à 1050°C .

- Le traitement de précipitation de la phase δ : $T_2=955^\circ\text{C}$ suivi d'un refroidissement à l'air. Si aucun traitement de précipitation de la phase δ n'est appliqué avant les deux revenus successifs, la microstructure obtenue ne présente pas une fraction de phase δ suffisante. La **figure 111.a** illustre ce cas de figure. Le traitement de précipitation est donc indispensable compte tenu des forts effets de la phase δ sur les propriétés mécaniques de l'alliage 718. La microstructure présentant la répartition de phase δ retenue pour la taille de grain de 40 μm est montrée à la **figure 111.b**.

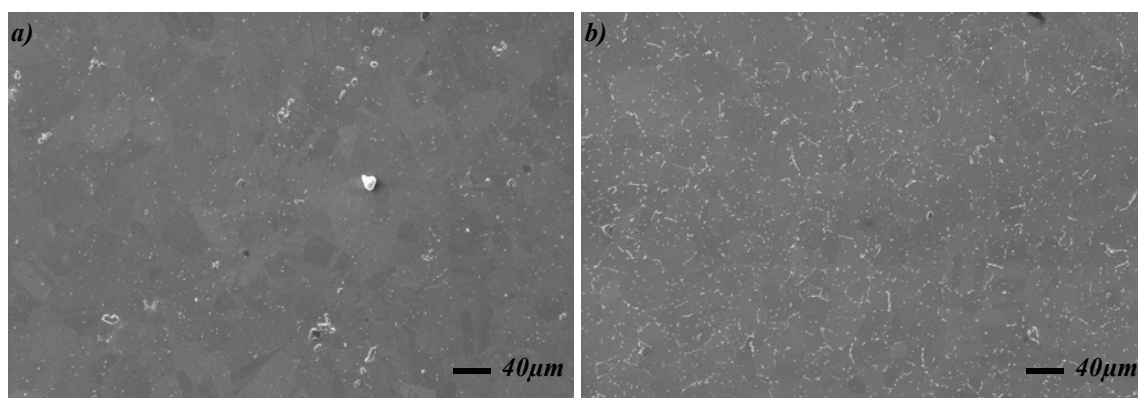


Figure 111: Répartition de la phase δ a) échantillon C1 traité 30 min à 1040°C + R1 et R2 (sans traitement à 955°C) ; b) échantillon C3 traité 30 min à 1040°C + 30 min à 955°C + R1 et R2.

- La dernière étape est composée des deux revenus classiques R1-R2 (720°C-8 h ; refroidissement 50°C/h jusqu'à 620°C pendant 8h, puis trempe à l'air)

Deux tailles de grain ont été recherchées : 40 et 100 μm . Le **tableau 4** présente la matrice d'essais réalisés pour identifier les paramètres de ces traitements.

Repère	Température en °C	Temps en min	Repère	Traitement	Temps en min (tp)
A1	1000	30	C1	B2+tp à 955°C +R1;R2	0
A2	1000	60	C2	B2+tp à 955°C +R1;R2	20
A3	1020	30	C3	B2+tp à 955°C +R1;R2	30
B1	1020	60	D1	B2+tp à 955°C +R1;R2	40
B2	1040	30	D2	B2+tp à 955°C +R1;R2	50
B3	1040	60	D3	B2+tp à 955°C +R1;R2	60
B4	1050	90	E	B4+tp à 955°C +R1;R2	30

Tableau 4: Tableau récapitulatif des essais de traitement thermique effectués.

Pour l'obtention d'une taille de grain de 40 μm , les conditions sont les suivantes : remise en solution supersolvus à 1040°C pendant 30 minutes suivie d'un refroidissement à l'air. Le deuxième traitement de $t_2=30$ minutes à $T_2=955^\circ\text{C}$ est suivi des deux revenus R1 et R2. Pour la taille de grain de 100 μm , seule la première étape change. Dans ce cas, le premier traitement est de $t_1=1\text{h}30$ et $T_1=1050^\circ\text{C}$.

5.2. ESSAIS PRELIMINAIRES

5.2.1. ESSAIS D'OXYDATION STATIQUE

Pour faciliter la compréhension des mécanismes d'endommagement, nous avons, dans un premier temps, découplé la partie mécanique de la partie environnementale. Des essais d'oxydation de surfaces polies (polissage mécanique avec finition à la pâte diamantée : 1 μm) ont été effectués. Les travaux de Connolly & al. [Conno03] ayant déjà bien établi les différents effets de l'oxydation sur les carbures de niobium à 600°C, nous nous sommes intéressés à deux autres températures, 550 et 650°C, afin de connaître l'évolution de la cinétique d'oxydation avec la température. Le **tableau 5** présente les conditions de ces différents essais.

Echantillon	6	4	5	7	2	1	0	10-11	8-9
Température en °C	550	650	650	650	650	650	650	650	650
Temps d'oxydation en h	48	1	3	7	24	48	120	Sans	48
Refroidissement après oxydation	Air	Air	Air	Four	Four	Four	Air		Air
Traitement particulier							Cycles thermiques après oxydation	Passivation 48h à 10^5Pa	Passivation 48h à 10^5Pa

Tableau 5: Tableau récapitulatif des essais d'oxydation statique effectués.

Lors des premiers essais une fissuration des nitrures de titane a été observée (échantillons N° : 4 et 5). Nous avons pensé que cette fissuration pouvait être due à deux effets principaux : un choc thermique lors des refroidissements des échantillons, ou l'effet de l'oxydation. C'est pour cette raison que nous avons réalisé quelques essais complémentaires :

- Préoxydation d'un échantillon (N°: 0) et repérage des nitrures non fissurés après cette oxydation.

- ❑ Réalisation des cycles thermiques sous vide secondaire sur ce même échantillon afin de détecter une évolution de la fraction de nitrures fissurés qui serait dans ce cas due aux cycles thermiques.

Parallèlement, des refroidissements plus lents obtenus en maintenant le four fermé durant le refroidissement après oxydation ont été réalisés (Echantillons N°: 1 ; 2 ; 7).

Pour pallier le problème d'oxydation des carbures subsurfaciques, nous avons tenté de passiver certains échantillons. Le traitement appliqué à ces échantillons est effectué sous vide secondaire à 600°C. Dans ces conditions, il se forme une couche d'oxyde de chrome en surface qui joue le rôle de barrière de diffusion pour l'oxygène [Molins97b].

5.2.2. CARTOGRAPHIE DES HETEROGENEITES

Une caractérisation des hétérogénéités du comportement mécanique du disque a été effectuée par mesures de dureté HV30. Ces mesures ont ensuite été corrélées à des résultats d'essais de traction à température ambiante effectués pour différents prélèvements. Pour cela un secteur de disque a été quadrillé en zones de 1 cm*1 cm. Dans chacune de ces zones, trois mesures de dureté sont effectuées. Les éprouvettes de traction utilisées pour l'établissement de la cartographie sont au nombre de 20. Dix zones de prélèvement ont été sélectionnées (c. f. **figure 112**). Sur cette figure apparaît le repère des éprouvettes, T pour traction puis 5 pour le secteur de prélèvement, suivi d'un chiffre compris entre 1 et 10 donnant la position de l'éprouvette. Les zones de 1 à 5 correspondent aux prélèvements des éprouvettes de fatigue oligocyclique, celles entre 6 et 10 aux permettent de compléter la caractérisation homogène de la section du disque. Pour chacune de ces zones deux éprouvettes ont été prélevées (sur deux couches successives). Le chiffre de la zone de prélèvement est donc suivi du niveau de prélèvement (1 ou 2). *Une éprouvette placée dans la zone 6 et sur le deuxième niveau de prélèvement est donc nommée : T562 (T : traction ; 5 : secteur ; 6 : site ; 2 : niveau).*

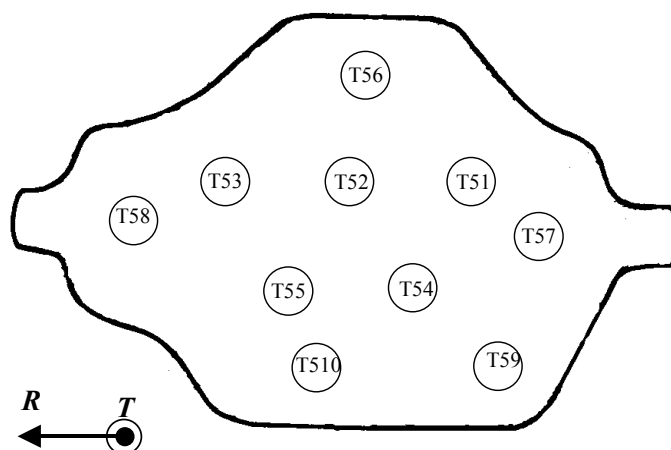


Figure 112: Présentation des sites de prélèvement des éprouvettes de traction.

Le plan de ces éprouvettes de traction est présenté à la **figure 113**. Ces essais ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS 10T, la déformation étant mesurée à l'aide d'un extensomètre MTS. L'asservissement de la machine est fait sur le vérin. La vitesse de déformation est proche de 10^{-3} s^{-1} .

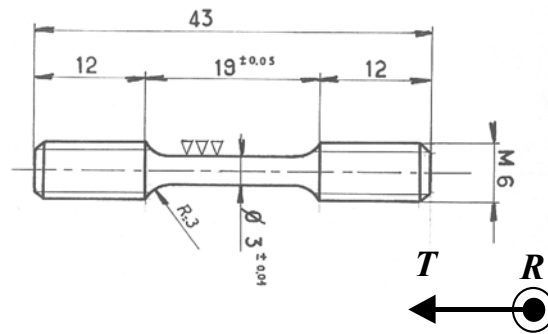


Figure 113: Plan d'usinage des éprouvettes de traction TR2 et repères du disque.

5.3. TRACTION

5.3.1. TRACTION IN-SITU

L'amorçage des fissures en fatigue dans l'alliage 718 est souvent lié à la présence de particules. Le premier quart de cycle en fatigue est équivalent à un essai de traction. Par un essai de traction *in-situ*, il est donc possible de suivre l'évolution de l'endommagement des particules avec la contrainte imposée. Nous avons ainsi mesuré le niveau de contrainte qu'il faut imposer en traction pour aboutir à la fissuration des particules et avons comparé cette valeur de la contrainte à celle obtenue lors du premier quart de cycle en fatigue. Pour cela, on utilise des éprouvettes de section réduite dont la géométrie est présentée en **figure 114** et dont l'épaisseur est de 1mm. Ces éprouvettes sont polies mécaniquement. Le polissage se termine à la pâte diamantée dont la granulométrie est de 1 μm .

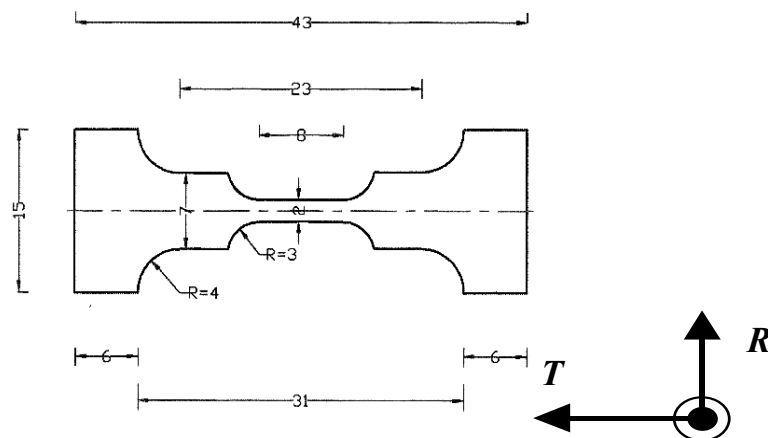


Figure 114: Plan d'usinage des éprouvettes de traction *in-situ* et repères du disque.

Ces essais sont ensuite réalisés dans la chambre d'un microscope électronique à balayage. Le dispositif expérimental est présenté en **figure 115**. Il permet d'appliquer des charges jusqu'à 5 kN. Ces essais sous MEB sont réalisés sous vide et à température ambiante.

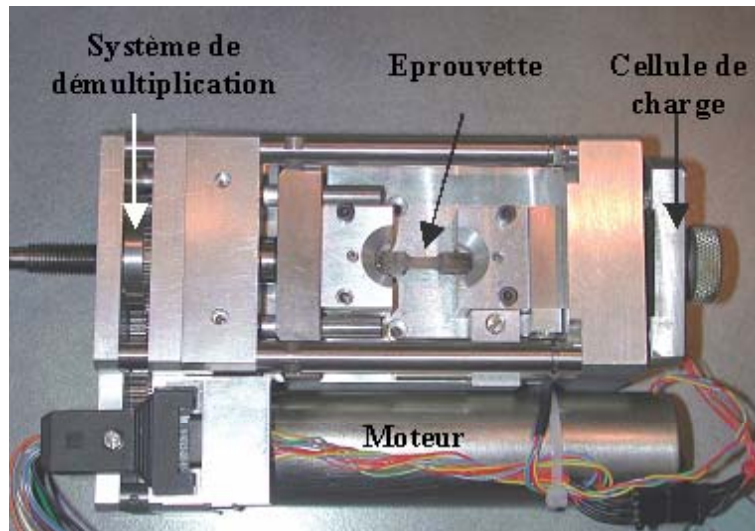


Figure 115: Dispositif expérimental de traction in-situ.

Les éprouvettes ont, dans certains cas, subi un traitement de préoxydation. Lors de l'essai, il est possible de suivre la charge appliquée ainsi que le déplacement de la traverse mais aucune mesure extensométrique n'est possible. L'analyse de ces résultats sera donc effectuée en contrainte. Deux types de mesures ont été effectués :

- ❑ Des observations des mécanismes de fissuration des particules avec et sans préoxydation.
- ❑ Des mesures quantitatives des fractions des particules fissurées pour différents niveaux de contrainte.

La mesure de la fraction de particules fissurées s'effectue sur une centaine de particules repérées dans une zone donnée. La contrainte est augmentée par palier et, à chaque palier, une zone constante est balayée et la fraction fissurée est relevée. La vitesse de déformation appliquée à chaque incrément est proche de 10^{-3} s^{-1} . La mesure de la fraction de particules fissurées est uniquement effectuée sur les carbures non oxydés, la préoxydation aboutissant directement à une éruption de l'oxyde en surface. La fraction de nitrures trop faible rend la mesure sur ce type de particules impossible, compte tenu de la taille importante de la zone à observer pour l'obtention d'une mesure statistique raisonnable. A titre indicatif, l'obtention d'une statistique significative pour le cas des nitrures nécessite l'observation d'une surface une vingtaine de fois plus grande .

5.3.2. TRACTION A CHAUD

Deux types d'essai de traction à chaud ont été effectués. Des essais de traction à chaud pour différentes tailles de grain ont tout d'abord été réalisés. La géométrie des éprouvettes est identique à celles présentées précédemment (c. f. **figure 113**). L'objectif de ces essais est de déterminer les niveaux de contraintes et de déformations plastiques obtenues lors du premier quart de cycle en fatigue et cela en relation avec la taille de grain. Les essais ont été réalisés à 300°C et 600°C et cela pour deux microstructures : des éprouvettes DA dont la taille de grain est de l'ordre de 5-10 μm et des éprouvettes retraitées avec une taille de grain de l'ordre de 100 μm . Comme pour les essais à température ambiante, la vitesse de déformation est proche de 10^{-3} s^{-1} .

Des essais de traction à 600°C sous vide (10^{-4} Pa) sur des éprouvettes à section rectangulaire KB1.5 ont été réalisés. L'objectif de ces essais est, comme pour ceux réalisés en traction *in-situ*, de caractériser le comportement des particules sous l'effet d'un chargement monotone mais, dans ce cas, à chaud. Ils sont réalisés sous vide pour éviter l'oxydation des carbures et approcher du comportement des particules de sous-couche. Dans ce cas, il s'agit d'essais interrompus à des niveaux de contrainte différents, chaque éprouvette étant affectée à un niveau de contrainte donné. La machine est asservie en charge, une rampe de 10 secondes permettant d'atteindre la contrainte souhaitée. Une mesure de la fraction de particules fissurées est ensuite effectuée au MEB sur chaque éprouvette. La géométrie de ces éprouvettes est présentée en **figure 116**. Les deux faces d'observation des éprouvettes sont polies mécaniquement avec une finition à la pâte diamantée de $1\mu\text{m}$ de granulométrie. La régulation de la température est effectuée au centre de l'éprouvette à l'aide d'un thermocouple soudé sur la face non polie. Les résultats de ces essais pourront, par la suite, être comparés à ceux obtenus en traction *in-situ* à température ambiante.

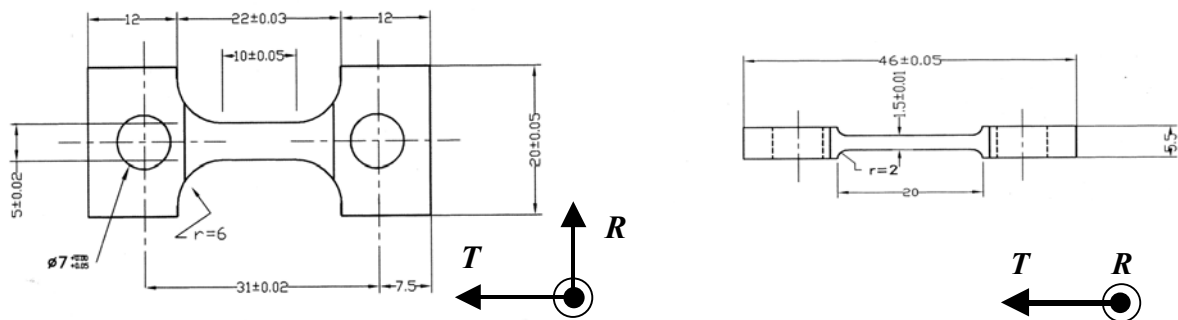


Figure 116: Plan d'usinage des éprouvettes KB1.5 utilisées pour la mesure de la fraction de particules fissurées à chaud et repères du disque.

5.4. FATIGUE

Trois grands types d'essais de fatigue ont été réalisés:

- ❑ Deux types d'essais de comportement : afin de mieux cibler les essais de durée de vie en connaissant l'amplitude de déformation plastique correspondant à la déformation totale appliquée et établir les lois qui seront incorporées dans le modèle de simulation.
- ❑ Des essais de durée de vie sous air et sous vide.
- ❑ Des essais de propagation et de coalescence de petites fissures.

Les essais de fatigue ont été réalisés sur des machines MTS servo-hydrauliques de capacité 100 et 250 KN. Un schéma de ce dispositif est présenté en **figure 117**. Il se compose de:

- ❑ Une machine servo-hydraulique 100 ou 250 KN ;
- ❑ Boîtier de pilotage MTS ;
- ❑ Un extensomètre muni de couteaux en alumine de 10mm de base de mesure et ~ 20 mV/ μm de sensibilité ;
- ❑ Un four à image et sa régulation ;

position angulaire par rapport aux repères du secteur du disque. **Les éprouvettes seront ainsi désignées par DXX.**

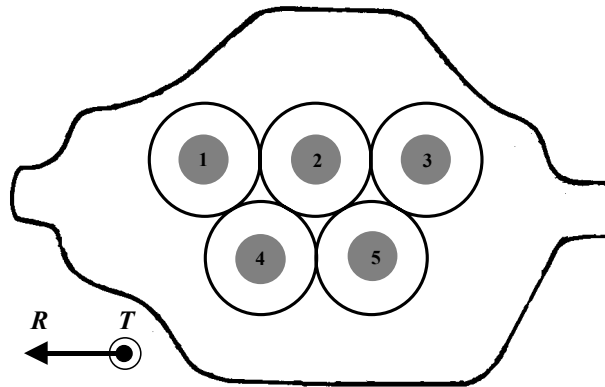


Figure 119 : Schéma de prélevement des éprouvettes de fatigue du disque de l'étude.

5.4.1. ESSAIS DE COMPORTEMENT

Deux séries d'essais de comportement ont été réalisées. La première série a été effectuée pour permettre de cibler les conditions des essais de durée de vie. Le but est de produire une courbe reliant l'amplitude de déformation totale appliquée à l'amplitude de déformation plastique stabilisée. Ces essais seront ensuite utilisés pour interpréter les résultats obtenus par V. Zerrouki [Zerr00] présentés en **figure 7**.

Sur ces courbes d'isopropension d'amorçage sur particules en fonction de la température et de la déformation totale appliquée, plusieurs questions sont posées :

- ❑ Pour une même température augmenter la déformation totale appliquée conduit à une augmentation de l'amplitude de déformation plastique. Cette évolution de la déformation plastique doit favoriser les amorçages en stade I. Or ce n'est pas le cas.
- ❑ Pour une même déformation totale, abaisser la température conduit à augmenter la probabilité d'amorçage sur particules. Cette variation est due à l'augmentation de la contrainte maximale atteinte au premier cycle, comme on le montrera par la suite.
- ❑ L'augmentation de la température conduit à une extension du domaine de transition de mécanisme.

Une base d'essai fournie par SNECMA Moteurs a permis l'obtention de ces courbes pour des cycles sinusoïdaux à 1 Hz à deux températures : 600 et 650°C. Nous avons réalisé ces essais avec temps de maintien à d'autres températures (10s-90s-10s c. f. **figure 120**). Ces essais sont réalisés avec un rapport de déformation, $R\epsilon=0$.

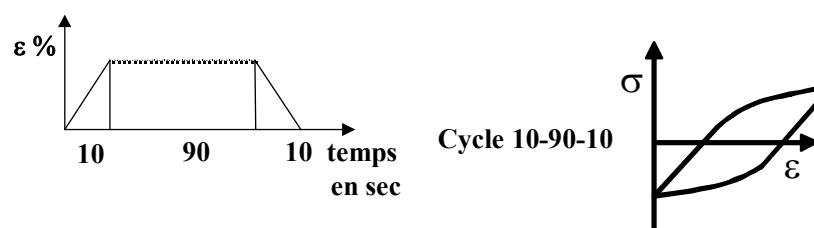


Figure 120 : Schéma du type de cycles de fatigue oligocyclique 10-90-10 utilisés.

Ne pouvant réaliser ces mesures à demi-durée de vie, dans notre cas, ces valeurs sont relevées à $N=50$ cycles. Ce nombre de cycles correspond à un régime quasi-stabilisé. Compte tenu des hétérogénéités de comportement héritées du forgeage, les éprouvettes ont été prélevées dans des zones du disque équivalentes en terme de comportement. Quatre éprouvettes ont été utilisées pour ces essais. Plusieurs températures d'essais ont été testées : 200°C, 350°C, 450°C et 600°C et pour des niveaux de déformation totale de 0.6%, 0.8%, 1%, 1.2% et 1.5%. Une éprouvette est utilisée pour tous les niveaux de déformation à chaque température, c.f. **figure 121**. Pour ces essais, la régulation de la température est réalisée à l'aide d'un thermocouple soudé au centre de l'éprouvette. Le fût de ces éprouvettes n'est pas poli pour ce type d'essai.

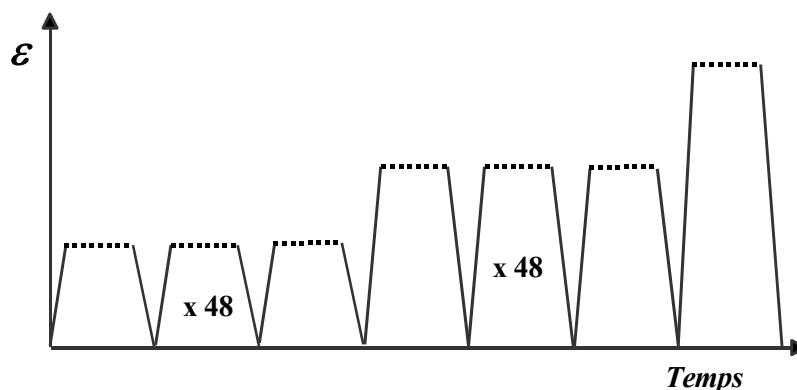


Figure 121 : Procédure de l'essai de caractérisation de l'amplitude de déformation plastique en fonction de la déformation totale imposée.

D'autres essais de comportement ont été menés sur des éprouvettes de tailles de grain différentes 5-10 μ m, 40 μ m (DA + traitement de grossissement de grain) et 100 μ m (DA + traitement de grossissement de grain). Ces essais ont pour but l'identification de l'effet de la taille de grain sur les paramètres de la courbe d'écrouissage cyclique. Pour chaque état, on effectue des niveaux de déformation différents. Les niveaux de demi-amplitude de déformation totale retenus sont 0.6%, 0.75%, 1%, 1.25% et 1.5 % pour deux vitesses de déformation 10⁻³ et 10⁻⁴ s⁻¹. Les cycles sont triangulaires et symétriques ($R\epsilon=-1$) c. f. **figure 122**. Dans ce cas, 50 cycles par niveau de déformation sont effectués à 10⁻³ s⁻¹ et 15 cycles à 10⁻⁴ s⁻¹ afin d'obtenir un cycle stabilisé. Les essais sont menés des faibles déformations vers les plus hautes. Une éprouvette est réservée pour chaque vitesse de déformation. Les éprouvettes ne sont pas polies et le thermocouple sur lequel la température est régulée est soudé sur la zone utile.

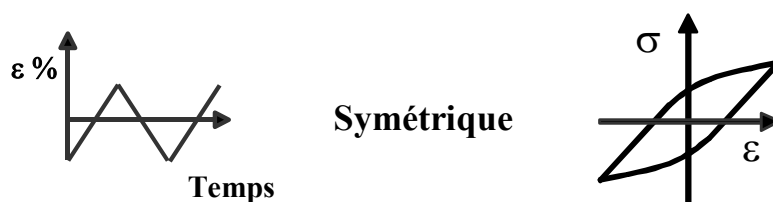


Figure 122 : Schéma des différents cycles de fatigue oligocyclique 10-90-10 et 10-10 réalisés.

5.4.2. ESSAIS DE DUREE DE VIE

Les essais de durée de vie ont tout d'abord été effectués dans différentes conditions. pour chacune de ces éprouvettes, des observations fractographiques post-mortem ont été réalisées pour identifier la nature des sites d'amorçage. Un niveau de sollicitation a principalement été étudié, 1.1%. Ce niveau permet en fonction des hétérogénéités de comportement, de la nature et fréquence du cycle (avec et sans temps de maintien) ainsi que de l'environnement (sous air

et sous vide) de décrire une large gamme de durée de vie en fatigue oligocyclique allant de 1000 cycles à 10000 cycles. L'analyse des effets de ces différents paramètres sur la cinétique d'endommagement par fatigue ainsi que sur la nature des sites d'amorçage doit permettre l'identification de certains mécanismes d'endommagement. Deux principaux types de cycles ont été appliqués : des cycles avec temps de maintien 10s-90s-10s ou sans temps de maintien 10s-10s avec $R_\epsilon=0$ (c. f. **figure 123**). Les temps de mise en charge et de décharge ont été fixés à 10 secondes pour éviter au maximum les glissements d'extensomètre qui sont fréquents lorsque les vitesses de déformation sont importantes. Des essais à des niveaux de déformation différents, allant de 0.6% à 1.5%, ont par ailleurs été réalisés. L'objectif principal de ces essais est de valider ou non les mécanismes proposés sur une plus large gamme de durée de vie.

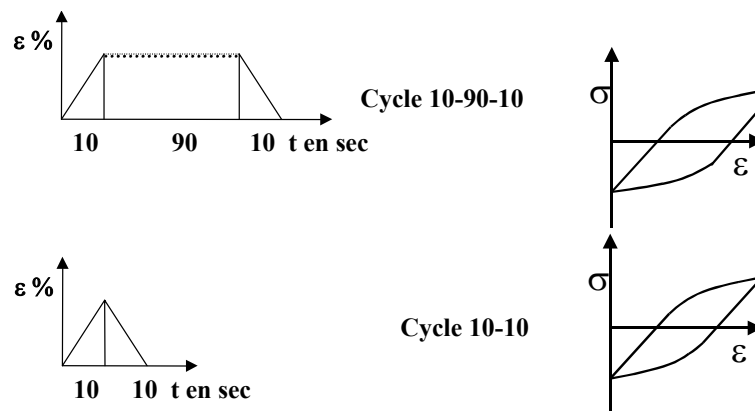


Figure 123 : Schéma des différents cycles de fatigue oligocyclique 10-90-10 et 10-10 réalisés.

Les essais de durée de vie sont effectués sur les éprouvettes axisymétriques polies (polissage de finition à l'aide de pâte diamantée 1 μm) présentées précédemment (c. f. **figure 118**). Le but de ces essais est la détermination de la durée de vie ainsi que l'identification des sites d'amorçage des fissures associés. Ces essais sont en grande partie réalisés à 600°C, la régulation de la température est effectuée à l'aide d'un thermocouple placé sur une des têtes de l'éprouvette. Des mesures préalables du gradient thermique ont été effectuées et garantissent une température du fût de l'éprouvette de $600^\circ\text{C} \pm 2.5^\circ\text{C}$. Les essais sont interrompus lorsque la contrainte maximale est inférieure de 20% à celle de l'état stabilisé. Les éprouvettes sont ensuite rompues par fatigue à 1 Hz avec un rapport de charge $R_\sigma > 0$. Certains essais ont été réalisés sous vide pour quantifier l'effet de l'environnement sur la durée de vie. La **figure 124** présente le dispositif expérimental. Il est composé d'une enceinte sous vide, d'un four à image, d'un circuit de refroidissement du four et des lignes d'amarrage, d'un moufle et d'un système de mesure de température.

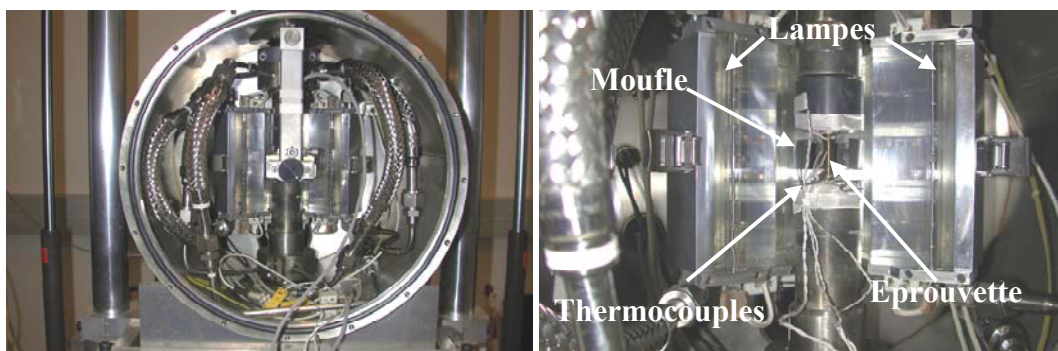


Figure 124: Dispositif expérimental d'essais sous vide: a) Vue générale de l'enceinte b) Vue du montage de l'éprouvette.

Trois approvisionnements de matériaux ont été réalisés, le premier étant des éprouvettes en Inconel 718 TR (trempé puis revenu) prélevé aussi dans un disque de turbine (éprouvettes de l'étude réalisée par S. Ponnelle [Pon01]). Cette première série comporte deux éprouvettes : TR1 et TR2. L'oxydation des carbures de niobium ayant un effet important sur le mécanisme d'amorçage, nous avons réalisé ces deux essais sous vide secondaire pour des conditions de chargement identiques. La deuxième éprouvette a subi avant essai une préoxydation de 15 heures à 600°C. Le but de ces deux essais était de tenter de quantifier la réduction de la durée de vie qui peut être imputée à l'oxydation des carbures de niobium. Ces essais sont menés en contrôle de déformation avec un rapport de déformation $R\epsilon=0$ et $\epsilon_{\max}=1.1\%$ à 600°C.

La deuxième série est, elle aussi, issue du disque d'une turbine mais de traitement DA. (revenu direct après forgeage). Elle est constituée de 5 éprouvettes dont trois ont été testées dans les mêmes conditions : en contrôle de déformation avec un rapport de déformation $R\epsilon=0$ et $\epsilon_{\max}=1.1\%$ à 600°C. Les éprouvettes DA4 et DA5 ont été testées sous air et l'éprouvette DA3 sous vide secondaire.

La dernière série d'éprouvettes est issue du disque de l'étude de traitement DA découpé en 12 secteurs angulaires d'une dizaine de centimètres de long. ***Les éprouvettes sont repérées par DAXX, le premier chiffre, X, correspondant au secteur de prélèvement et le deuxième, à la position de l'éprouvette dans le secteur comme on l'a expliqué précédemment.*** Le plan de prélèvement de ces éprouvettes a été présenté précédemment à la ***figure 118***. Pour étudier l'effet de la taille de grain sur les propriétés en fatigue, certaines éprouvettes de la série DAXX ont été retraitées pour en modifier la taille de grain. Les deux tailles de grain sélectionnées sont 40 et 100 μm .

Enfin, l'observation fractographique des faciès de rupture ainsi que des fûts est réalisée au MEB sur chaque éprouvette ainsi que sur une série d'éprouvettes testée par SNECMA Moteurs dans des conditions proches.

5.4.3. ESSAIS DE PROPAGATION

Pour permettre l'élaboration d'un modèle de durée de vie en fatigue, des données sur les vitesses de propagation sont indispensables. Ce type de mesure sur éprouvettes de type CT est disponible dans la base de données SNECMA et dans la littérature mais ne s'applique pas à la propagation de petites fissures. Le but de ce modèle étant de décrire la durée de vie à partir de l'amorçage, les mesures de vitesses de propagation doivent être effectuées sur des fissures dont la taille est du même ordre de grandeur que celles des sites d'amorçage. De plus, les observations du comportement mécanique des éprouvettes de durée de vie ont révélé des hétérogénéités de comportement. Afin de tenir compte de ce paramètre, certains essais de propagation ont été réalisés dans les mêmes conditions que les essais de durée de vie (contrôle de déformation). Ces essais permettent de ce fait :

- ❑ d'être directement corrélés aux essais de durée de vie,
- ❑ d'enregistrer les boucles de fatigue. La mesure de l'amplitude de déformation totale et plastique, ainsi que l'amplitude de contrainte permettent de tenir compte des variations entre les zones de prélèvement.

Des essais sont, dans ce cas, interrompus régulièrement et les mesures de longueurs de fissures sont effectuées lors de ces arrêts. Deux types de mesures ont été effectués: un suivi de la population de microfissures par prise de répliques de la surface de l'éprouvette ; un suivi de la propagation d'une fissure principale amorcée sur un micro-défaut réalisé par électroérosion. Pour ces essais, une géométrie particulière d'éprouvette a été utilisée afin de faciliter les mesures. L'éprouvette n'est plus axisymétrique mais à section rectangulaire de 8mm par 5mm (c. f. **figure 121**) et les mesures sont réalisées sur les faces larges de l'éprouvette. Pour les essais réalisés en contrôle de déformation, l'extensomètre est placé du même côté que le micro-défaut. La prise de réplique est réalisée sur l'autre face. Pour ces essais, à chaque mesure de la longueur de fissure, le four est coupé et l'extensomètre démonté afin de pouvoir effectuer l'observation. La prise de réplique sur l'autre face ne peut être faite que lorsque l'éprouvette est refroidie jusqu'à la température ambiante. Le dispositif expérimental est quasi identique à celui présenté à la **figure 117**, seul le microscope à grande distance focale vient s'y ajouter.

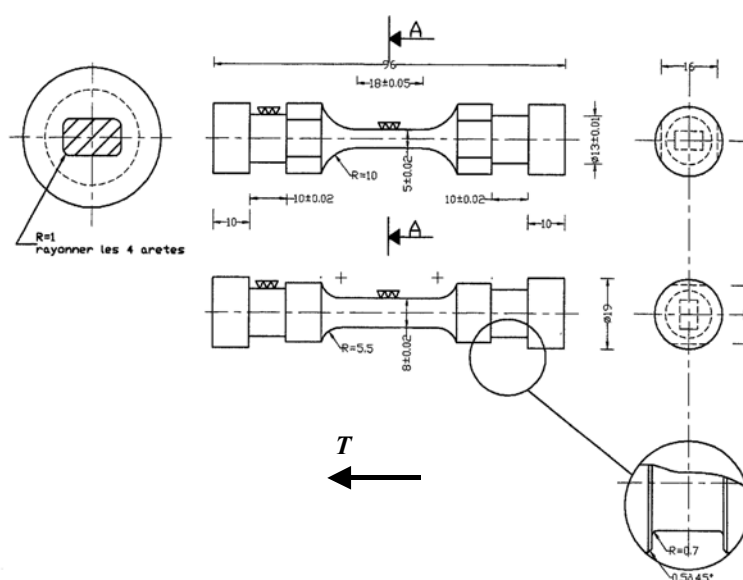


Figure 125 : Plan d'usinage des éprouvettes de propagation de fissures et repère du disque.

Des analyses EDS sur répliques ont montré que cette méthode conduit à l'arrachement progressif des « carbures » en surface. La **figure 126** montre les analyses d'un carbure oxydé arraché lors de la prise de réplique. Nous avons enfin vérifié que l'amorçage et la propagation des fissures se produisaient à partir de ces zones d'arrachement de carbures, comme le montre la figure ci-dessous.

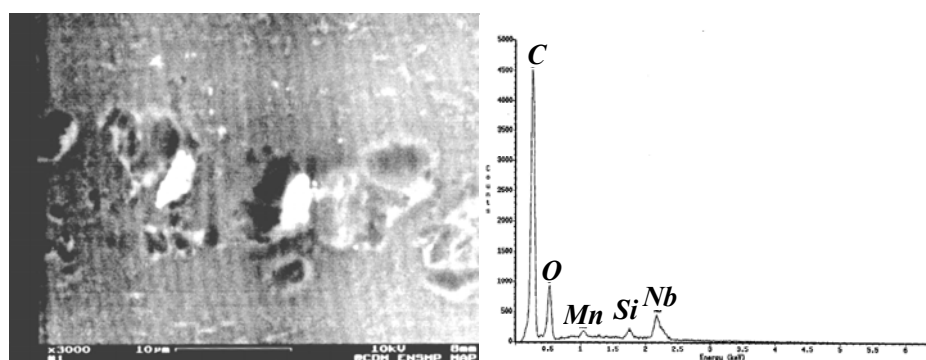


Figure 126: Analyse EDS réalisée sur réplique révélant la présence de niobium caractéristique de l'arrachement d'une particule de la surface de l'échantillon probablement de Nb_2O_5 .

Le suivi de fissures amorcées sur micro-défauts est réalisé à l'aide d'un microscope à grande distance focale (QUESTAR). La résolution de cet appareil est de l'ordre de $1\mu\text{m}$ dans de bonnes conditions. Plusieurs tailles de micro-défauts ont été réalisées allant de 20 à $60\mu\text{m}$. La **figure 127** présente un de ces défauts dont le diamètre et la profondeur sont proches de $60\mu\text{m}$. Ces micro-défauts sont réalisés par électroérosion, l'empreinte étant obtenue à l'aide d'un fil du diamètre voulu.

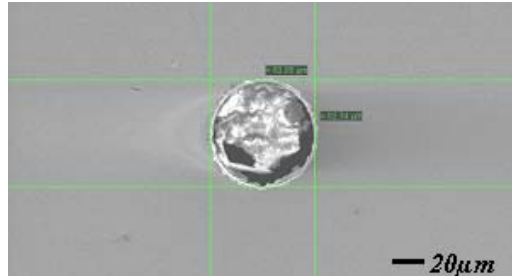


Figure 127: Micrographie type d'un microdéfaut de $60\mu\text{m}$ réalisé par électroérosion.

Pour les essais à faible déformation, la plus grande difficulté est de garantir qu'aucun glissement de l'extensomètre ne se produise lors de la remise en route de l'essai. En effet, lors d'un essai de durée de vie, la « forte » plasticité lors de la première mise en charge de l'éprouvette est l'occasion pour l'extensomètre de trouver une position stable. Pour des essais interrompus, à chaque reprise de l'essai, des glissements peuvent se produire et le risque sera d'autant plus grand que la déformation appliquée sera faible. Nous avons donc tenté de réaliser des essais continus mais le déplacement de l'air chaud par convection rend difficile la réalisation d'images de bonne qualité. L'observation doit soit être effectuée à froid et dans ce cas l'essai est interrompu, soit être menée sous vide. Dans notre cas, nous avons choisi de réaliser certains essais sous vide pour s'affranchir de ce phénomène de convection. Pour ne pas avoir les effets du vide sur les vitesses de propagation, les essais sont menés à une pression supérieure à la pression de transition observée par Molins & al. [Molins97b], c. f. **Figure 55**. Pour une pression partielle d'oxygène supérieur à 1000 Pa, la vitesse de propagation est identique à celle de la pression atmosphérique. En nous plaçant à cette pression, les phénomènes de convection sont réduits et la vitesse de propagation identique à celle sous air. Ces mesures ont été réalisées à 650°C mais abaisser la température à 600°C doit déplacer le seuil vers les basses pressions. Une description du dispositif expérimental de suivi de petites fissures sous vide est présenté à la **figure 128**.

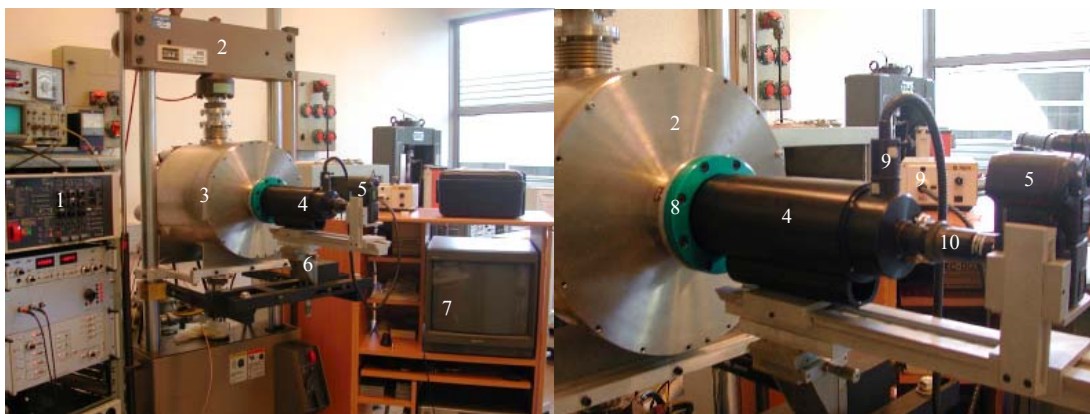


Figure 128: Dispositif expérimental de suivi de petites fissures sous vide

1: Boîtier de contrôle MTS ; 2: Machine de fatigue ; 3: Enceinte sous vide ; 4: Questar, optique à grande distance focale ; 5: Appareil photo numérique ; 6: Platines micrométriques X,Y,Z ; 7: Système d'observation et d'enregistrement ; 8: Hublot ; 9: Système d'éclairage de l'échantillon traversant une partie de l'optique ; 10: Objectif et bagues d'adaptation.

Ces essais étant réalisés sous vide, il n'est pas possible de mesurer à la fois la longueur de fissure au QUESTAR et de placer un extensomètre sur la même face de l'éprouvette. Une seule face est alors accessible. La mesure en continu permet par ailleurs un gain de temps. Ces essais ont été réalisés en contrôle de charge. Les paramètres de ces essais sont : $R\sigma = -1$ et $\sigma_{\max} = 750$ MPa.

5.4.4. ESSAIS D'INTERACTION DE FISSURES

Trois essais d'interaction de fissures ont été réalisés. Les conditions de sollicitation choisies, le pilotage de l'essai est réalisé en contrainte avec des cycles symétriques et une contrainte maximale de 750 MPa à 600°C. Le premier a été mené sous vide sur une éprouvette présentant deux défauts alignés de façon à donner lieu à une coalescence rapide de petites fissures. Pour cet essai, la faible résolution des images obtenues n'a pas permis d'observer clairement le phénomène de coalescence. Une autre éprouvette testée sous air a donné de meilleurs résultats. Cette augmentation notable de la résolution des images est à associer à l'utilisation d'un appareil photo numérique en remplacement de la caméra CCD utilisée initialement, l'autofocus de l'appareil permettant une mise au point de l'image automatique, contrairement à la prise d'image avec la caméra CCD. Les efforts même minimales exercés sur l'appareillage lors du réglage manuel conduisent lors de leur relâchement à une perte de mise au point non négligeable. Le deuxième essai de coalescence a donc été réalisé sur une éprouvette présentant 4 micro-défauts. La **figure 129** présente l'implantation de ces défauts, l'axe de sollicitation étant horizontal.

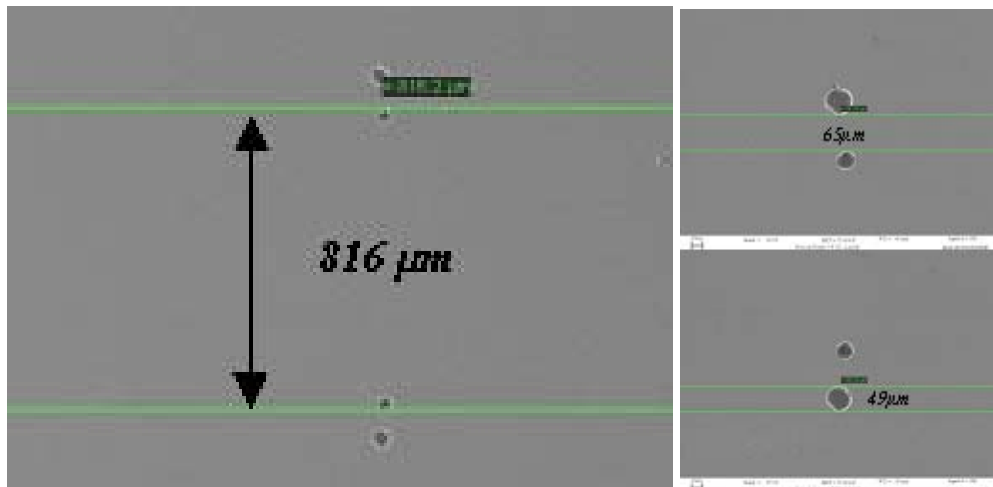


Figure 129: Micrographie de l'implantation des microdéfauts sur l'éprouvette F111 testée à 600°C avec $R\sigma = -1$ et $\sigma_{\max} = 750$ MPa (axe de sollicitation horizontal).

Le dernier essai a été mené sur une éprouvette présentant deux défauts alignés dans la direction de sollicitation. Il a pour but d'observer le phénomène d'écran. La **figure 130** présente la disposition de ces défauts.

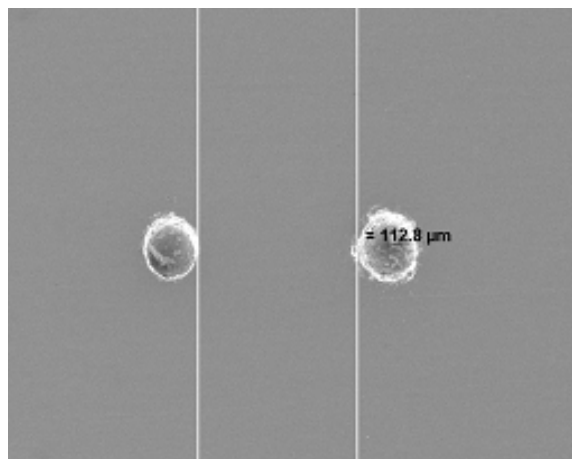


Figure 130: Micrographie de l'implantation des microdéfauts sur l'éprouvette F21 testée à 600°C avec $R\sigma=-1$ et $\sigma_{\max}=750$ MPa (axe de sollicitation horizontal).

Résumé :

Différents types d'essais ont été réalisés dans cette étude : oxydation, traction ,traction in-situ, fatigue oligocyclique, propagation de petites fissures.

Dans un premier temps, des essais de fatigue oligocyclique et traction ont été réalisés pour identifier le comportement du matériau, ses hétérogénéités et créer une base de données d'essais de fatigue. Les faciès de rupture des éprouvettes de fatigue oligocyclique ont été observés au MEB et les sites d'amorçage ont été identifiés.

Une série d'essais a ensuite été menée pour identifier les mécanismes régissant l'amorçage sur particules. Des essais d'oxydation à 550°C-650°C puis de traction in-situ sous MEB à T_{amb} ou de traction à 600°C sous vide ont été réalisés pour permettre de décrire les mécanismes d'amorçage sur particules et d'en évaluer la cinétique.

Enfin des essais plus spécifiques de propagation de petites fissures en fatigue oligocyclique ont été mis en place. Le suivi des fissures est effectué à l'aide d'un microscope à grande distance focale (QUESTAR). Ces essais sont réalisés en contrôle de charge ou déformation à 600°C et permettent le suivi d'une fissure depuis une taille proche de celle d'une particule jusqu'à celle à rupture de l'éprouvette. Après la mise au point de cette technique, des essais visant à mettre en évidence l'interaction de fissures ont alors été menés.

La création d'une base de donnée d'essais couplée aux informations fournies par SNECMA Moteurs a permis d'identifier les deux grandes étapes expérimentales nécessaires au développement du modèle : l'étude des cinétiques et mécanismes d'amorçage et la mesure des vitesses de propagation de petites fissures.

BIBLIOGRAPHIE

[Achon94] P. Achon, Comportement et tenacité d'alliage d'aluminium à haute résistance, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1994).

[Conno03] T. Connolley, P. A. S. Reed, J. M. Starink, Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 340 n°1-2, (2003), pp. 139-154.

[Molins97b] R. Molins, J. C. Chassaigne and E. Andrieu, Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms, Materials Science Forum, Vol. 251-254, (1997), pp. 445-452.

[Pon01] S. Ponnelle, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effet de microstructures et de chargements complexes, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).

[Zerr00] V. Zerrouki, Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, Université EVE, 2000.

RESULTATS EXPERIMENTAUX – ESSAIS MECANIQUES ET OBSERVATIONS

RESULTATS EXPERIMENTAUX – ESSAIS MECANIQUES ET OBSERVATIONS	118
6.1. DESCRIPTION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU DISQUE :	118
6.1.1. <i>Comportement en traction</i>	118
6.1.1.1. Essais à température ambiante.....	118
6.1.1.2. Essais de traction à chaud :	119
6.1.2. <i>Comportement en fatigue</i>	120
6.2. DESCRIPTION DES MECANISMES D'AMORÇAGE :	124
6.2.1. <i>Effet d'une Oxydation statique</i> :.....	124
6.2.2. <i>Présentation des différents sites d'amorçage</i>	127
6.2.3. <i>Cinétique et mécanisme d'amorçage sur particules</i>	130
6.3. DUREE DE VIE	133
6.4. PROPAGATION.....	139
6.4.1. <i>Fractographie</i>	139
6.4.1.1. Effet de la taille de grain.....	139
6.4.1.2. Sous vide.....	141
6.4.1.3. Effet de fréquence et de la température sur alliage DA.....	141
6.4.2. <i>Mesures de vitesses de Propagation sur répliques</i>	142
6.4.3. <i>Mesures de vitesses de propagation à l'aide d'un microscope à grande distance focale</i> <i>(Questar)</i> :	145
6.4.4. <i>Interactions entre fissures</i>	148
6.4.4.1. Fissures colinéaires.....	148
6.4.4.2. Fissures superposées.....	151
BIBLIOGRAPHIE.....	154

RESULTATS EXPERIMENTAUX – ESSAIS MECANIQUES ET OBSERVATIONS

L'objectif de cette partie est double : identifier le comportement mécanique du matériau de l'étude ainsi que les différents mécanismes mis en jeu lors de l'endommagement par fatigue. Ces différents mécanismes constituent la base d'un modèle de durée de vie en fatigue qui sera présenté par la suite.

6.1. DESCRIPTION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU DISQUE :

6.1.1. COMPORTEMENT EN TRACTION

6.1.1.1. Essais à température ambiante

Des essais de traction à température ambiante ont été menés parallèlement à une cartographie de dureté HV30 et ont révélé des hétérogénéités dans la section du disque. On note des écarts entre zones pouvant atteindre 210 MPa pour la limite d'élasticité à 0.2% et 130 MPa pour la résistance à la traction. Le **tableau 6** présente les résultats obtenus sur les différentes éprouvettes. Les courbes conventionnelles de traction correspondantes sont reportées en **Annexe 3**. Les résultats obtenus sur les éprouvettes de ce disque correspondent aux valeurs mesurées par SNECMA Moteurs sur des disques forgés dans la même billette. La moyenne des limites d'élasticité des disques forgés à proximité de celui-ci dans la même billette est de 1360 MPa. Les zones de prélèvement des éprouvettes de fatigue correspondent aux éprouvettes de la série 5X1 et 5X2 X allant de 1 à 5. Les autres prélèvements correspondent aux prélèvements statistiques effectués sur disque par SNECMA Moteurs.

Eprouvette	Rp _{0.2} en MPa	Rm en MPa	A _r %
512	1350	1530	19,0
521	1330	1520	22,1
522	1360	1520	26,0
531	1395	1555	23,7
532	1410	1570	22,7
541	1330	1530	22,7
542	1354	1530	25,2
551	1395	1540	23,4
552	1395	1550	23,5
561	1291	1492	24,4
562	1271	1490	26,6
571	1451	1560	20,0
572	1390	1530	21,3
581	1464	1620	16,8
582	1481	1590	16,4
591	1350	1520	23,9
592	1350	1520	23,0
5101	1325	1520	21,8
5102	1350	1525	24,2

Tableau 6 : Tableau récapitulatif des essais de traction à l'ambiante.

La **figure 131** présente la cartographie de dureté réalisée sur une section du disque de l'étude. Deux relations entre la dureté et les propriétés en traction ont été établies. La première relie la limite d'élasticité $R_{p0.2}$ à la dureté HV30. La seconde établit la correspondance entre la résistance à la traction, R_m et la dureté HV30.

$$\begin{aligned} R_{p0.2} &= 3.34HV30 - 202 \\ R_m &= 1.76HV30 + 708 \end{aligned} \quad (27)$$

Ces deux expressions ont permis de faire correspondre aux valeurs de dureté les valeurs de $R_{p0.2}$ et R_m correspondantes et ainsi de reporter sur la **figure 131** les valeurs des résistances à la traction. On remarque des niveaux de contraintes plus importants dans les flancs du disque où la déformation est la plus importante. Cette cartographie est tout de même difficile à corrélérer aux observations métallographiques qui présentent une zone centrale homogène, ce qui n'est pas le cas sur cette figure. On note toutefois une variation plus restreinte des propriétés dans la zone de prélèvement des éprouvettes de fatigue oligocyclique. On note une variation maximale de 80 MPa de la limite d'élasticité entre l'éprouvette 531 et les éprouvettes 521 et 541 ainsi qu'une variation maximale de 50 MPa de la contrainte maximale entre l'éprouvette 532 et les éprouvettes 521 et 522.

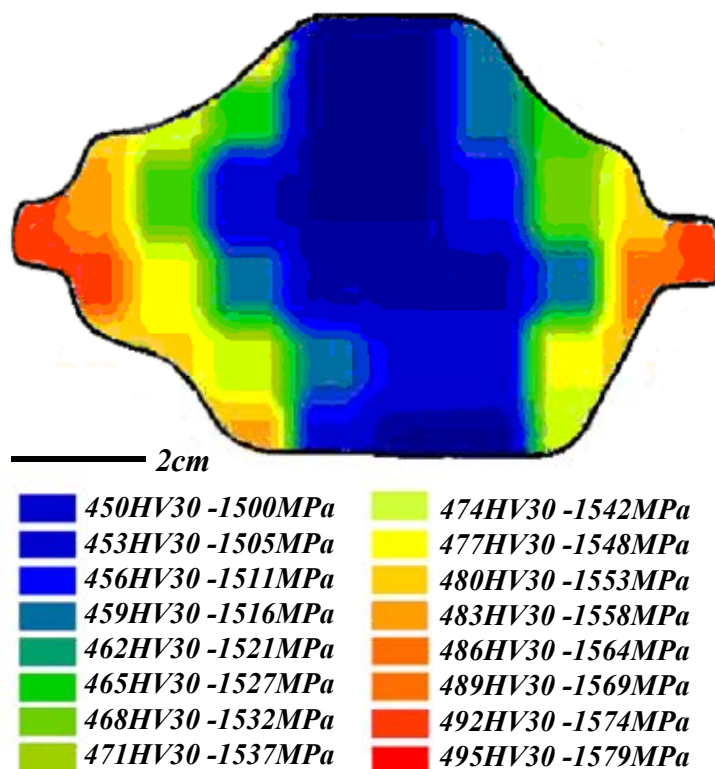


Figure 131: Cartographie de la section du disque de l'étude présentant la corrélation entre la valeur de dureté mesurée et la contrainte maximale en traction à température ambiante en MPa mesurée sur les 10 zones de prélèvement.

6.1.1.2. Essais de traction à chaud :

D'autres essais de traction à chaud sur deux tailles de grain ont été réalisés. Les tailles de grain testées sont, dans ce cas, 100-150 μm et 5-10 μm et les deux températures 350 et 600°C. Le traitement de grossissement de grain conduit naturellement à une diminution de la limite d'élasticité mais aussi de la contrainte maximale. Cette baisse des propriétés est à associer à

deux phénomènes : la variation de la taille de grain et surtout la relaxation de la structure d'écrouissage héritée du forgeage. La **figure 132** présente ces courbes conventionnelles de traction.

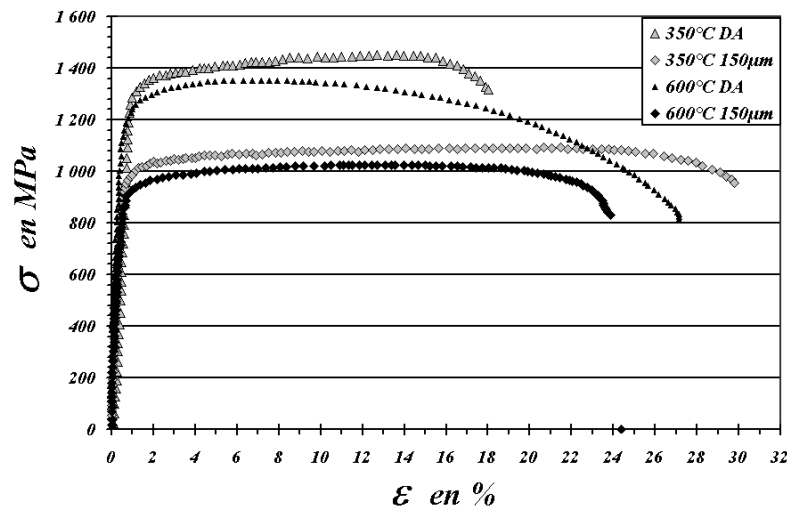


Figure 132: Courbes conventionnelles de traction à chaud pour deux tailles de grain (DA: 5-10 µm et DA retraité: 100-150 µm).

Le **tableau 7** regroupe les résultats de ces essais. On peut noter la forte variation de la limite d'élasticité à 600°C (1200 à 900 MPa) qui sera, par la suite, à comparer au seuil de fissuration des particules.

	Rp _{0.2} en MPa	Rm en MPa	A _r en %
350°C DA	1250	1400	18
350°C 150µm	950	1100	30
600°C DA	1200	1350	27
600°C 150µm	900	1025	24

Tableau 7: Tableau des résultats d'essais de traction à chaud.

6.1.2. COMPORTEMENT EN FATIGUE

Pour permettre de cibler les conditions d'essai de fatigue oligocyclique, une courbe donnant l'évolution de l'amplitude de la déformation plastique en fonction de la déformation totale appliquée a été tracée à différentes températures pour $R_\epsilon=0$. Ces mesures ont été effectuées à 50 cycles et sont comparées sur la **figure 133** aux données à demi-durée de vie. On peut remarquer, tout d'abord, sur ces courbes l'influence du temps de maintien qui conduit à une amplitude de déformation plastique plus importante à associer à l'effet de la viscosité à 600°C. Le nombre de cycles auquel la mesure est effectuée est aussi important puisqu'à 50 cycles, les boucles ne sont pas encore parfaitement stabilisées. L'amplitude de déformation plastique pour une déformation totale constante est donc supérieure à demi-durée de vie.

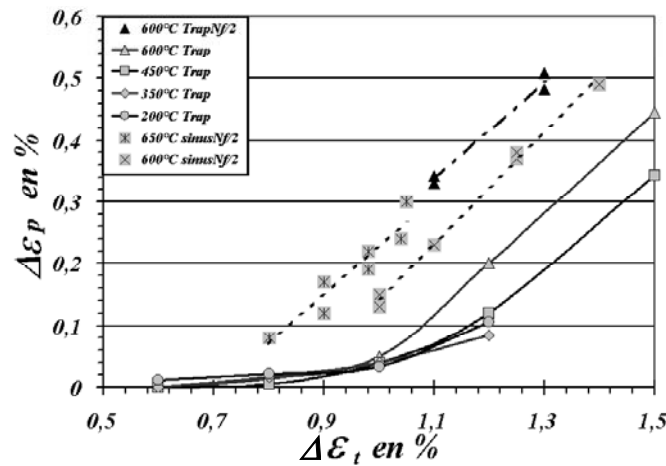


Figure 133: Courbes amplitude de déformation plastique/déformation totale appliquée pour des essais à $R\varepsilon=0$ pour des cycles sinusoïdaux 1Hz et trapézoïdaux 10-90-10 ou 1.5-90-1.5 à différentes températures.

L'identification des lois d'écrouissage cyclique a été effectuée pour des essais de fatigue à deux vitesses de déformation : 10^{-3} et 10^{-4} s^{-1} et pour des cycles symétriques. Elles peuvent se mettre sous la forme :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^\beta \quad (28)$$

La **figure 134** présente ces courbes d'écrouissage cyclique pour trois tailles de grain (DA : 5-10 μm ; 40 μm et 100-150 μm). Les boucles de fatigue ainsi que les courbes donnant l'évolution de la contrainte en fonction du temps sont reportées en **annexe 4**. On note une sensibilité inverse à la vitesse de déformation (c. f. **figure 134**). Cet effet a déjà été remarqué par S. Ponnelle [Pon01] et est lié au phénomène Portevin Le-Chatelier. Cet effet est présent pour des essais réalisés à 650°C bien qu'aucune manifestation macroscopique de l'effet Portevin Le-Chatelier n'ait été observée en traction dans ce cas. Pour cette campagne d'essais, nous avons constaté un effet Portevin Le-Chatelier marqué. Ce phénomène apparaît lorsque le coefficient de diffusion des atomes interstitiels est suffisant pour bloquer les dislocations au fur et à mesure qu'elles se créent. On assiste alors à des crochets successifs qui hachent la courbe de traction. La température et la vitesse de déformation sont donc des facteurs essentiels.

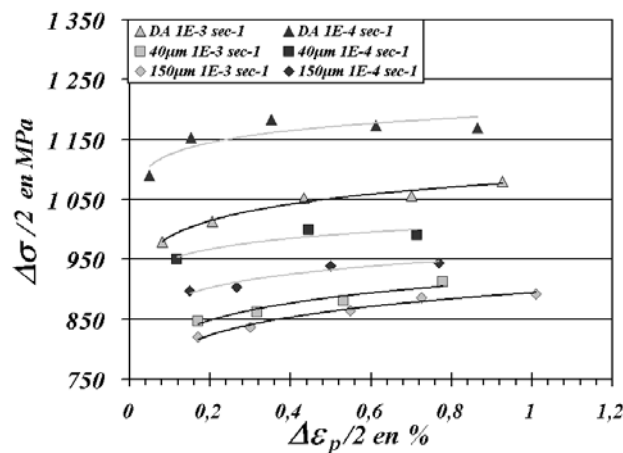


Figure 134: Courbes d'écrouissage cyclique à 600°C pour trois tailles de grain avec $R\varepsilon=-1$ (DA: 5-10 μm ; DA retraits : 40 μm et DA retraits 100-150 μm) et deux vitesses de déformation (10^{-3} et 10^{-4} sec^{-1}).

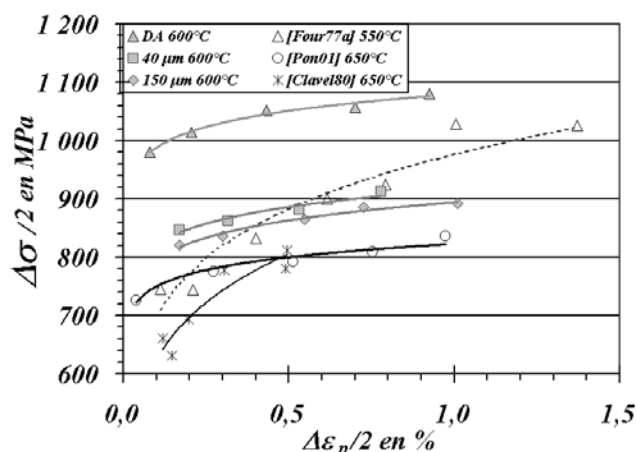


Figure 135: Courbes d'écrouissage cyclique obtenues dans cette étude à 600°C pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} et présentées dans la littérature à 550°C et 650°C ($R\epsilon = -1$).

On peut remarquer sur la **figure 135** une différence notable entre les courbes obtenues par M. Clavel [Clavel80], celles obtenues lors de nos essais et celles de S. Ponnelle [Pon01] ce qui avait déjà été évoqué précédemment. La vitesse de saturation est dans notre cas et celui de S. Ponnelle très rapide, ce qui n'est pas le cas des résultats obtenus par M. Clavel. Une différence entre les méthodes utilisées pour conduire ces essais peut, en partie, justifier ces écarts. Elle serait due en particulier au nombre de cycles auquel les valeurs de contrainte et déformation sont mesurées. En effet, dans le cas des essais de M. Clavel, ces mesures sont réalisées à mi-durée de vie alors que, dans les deux autres cas, ces mesures sont effectuées à un nombre de cycles assez faible et constant (dans notre cas: 50 cycles pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} et 16 cycles pour 10^{-4} s^{-1}). Ainsi pour les faibles déformations, la mesure est faite à une fraction de durée de vie beaucoup plus faible que la demi-durée de vie et les niveaux de contrainte ne sont pas complètement stabilisés. En revanche, pour les fortes déformations, nos mesures sont effectuées à un nombre de cycles proche de la demi-durée de vie. Un autre paramètre qui peut être évoqué est le vieillissement de l'alliage à 650°C. En effet, la dernière étape de traitement de l'alliage 718 s'effectue à 620°C. Lors d'un essai de fatigue, il est donc possible d'assister à une évolution de la microstructure à demi durée de vie qui n'est pas visible lorsque les mesures sont effectuées à très faible nombre de cycles.

Les essais de durée de vie réalisés avec $R\epsilon = 0$ ont permis l'identification d'une courbe d'écrouissage cyclique. Les valeurs sont relevées à demi durée de vie sur les essais de fatigue réalisés au Centre des Matériaux, sur le disque de l'étude d'une part, et ceux réalisés sur un disque similaire par SNECMA Moteurs, d'autre part. Cette courbe est, de plus, tracée sans distinction pour des essais avec et sans temps de maintien. Elle est présentée à la **figure 136**. La courbe d'écrouissage est différente de celle présentée précédemment : Pour une même déformation plastique l'amplitude de contrainte est plus faible en $R\epsilon = 0$ qu'en $R\epsilon = -1$. La vitesse de saturation est aussi plus faible pour $R\epsilon = 0$. On retrouve donc bien l'effet du nombre de cycles avant mesure sur cette courbe, ce qui était attendu.

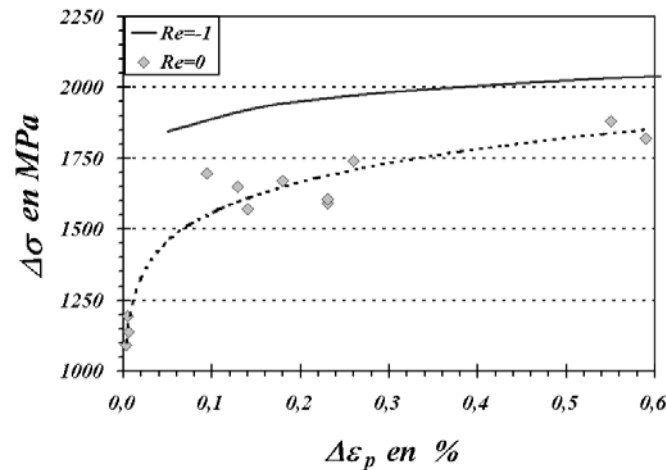


Figure 136 : Comparaison de la courbe d'écrouissage cyclique obtenue à 600°C pour $R\epsilon=0$ à celle obtenue pour $R\epsilon=-1$ pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} .

Les coefficients des lois d'écrouissage sont donnés dans le **tableau 8**. Ceux-ci ont été reliés à la taille de grain (TG) par l'intermédiaire d'une loi de type Hall & Petch. Une hypothèse forte est posée à ce niveau : Le traitement thermique de grossissement de grain efface probablement toute trace d'écrouissage résiduel. En comparant l'alliage DA aux deux autres tailles de grain, il y a donc aussi une variation du taux d'écrouissage résiduel. La variation de l'état d'écrouissage est ainsi prise en compte dans l'effet de taille de grain. Ce modèle ne pourra pas ainsi s'appliquer au cas d'alliage à gros grains possédant une structure d'écrouissage.

	Vitesse de déformation en s^{-1}	Etat initial TG=5-10 μm	TG= 40 μm	TG=100-150 μm	Essais de durée de vie $R\epsilon=0$
K en MPa	10^{-3}	1080	915	895	1039*
β	10^{-3}	0.04	0.04	0.04	0.10*
K en MPa	10^{-4}	1190	1010	955	
β	10^{-4}	0.025	0.025	0.035	

Tableau 8 : Table des coefficients des lois d'écrouissage cyclique (*: vitesse de déformation différente de 10^{-3} s^{-1} cycles: 10-10 ou 10-90-10).

Il est à noter que l'exposant β ne dépend, ni de la taille de grain ni de la vitesse de déformation. Le seul paramètre affecté par la taille de grain est la constante k. Il est possible d'utiliser une loi de type Hall & Petch pour décrire cette variation. On écrit que k peut se mettre sous la forme:

$$k = \frac{\delta}{\sqrt{d}} + k_0 \quad (29)$$

$$k = \frac{780}{\sqrt{d}} + 910 \text{ pour une vitesse de déformation de } 10^{-4} \text{ s}^{-1}$$

et

$$k = \frac{780}{\sqrt{d}} + 810 \text{ pour une vitesse de déformation de } 10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

où k en MPa et d en μm . La valeur de δ , $780 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{0.5}$ est indépendante de la vitesse de déformation et seul le coefficient k_0 varie avec elle de 810 à 910 MPa, les tailles de grain utilisées pour la détermination de ces paramètres étant 7 μm pour l'alliage DA, 40 μm et 125 μm pour les alliages retraits.

6.2. DESCRIPTION DES MECANISMES D'AMORÇAGE :

6.2.1. EFFET D'UNE OXYDATION STATIQUE :

Les essais d'oxydation réalisés à 550°C et 650°C sur des échantillons d'alliage 718 TR ont montré une forte affinité des carbures de niobium pour l'oxygène à ces températures. A 650°C, une heure est suffisante pour oxyder complètement les particules surfaciques. La **figure 137** présente les différents cas de figure observés.

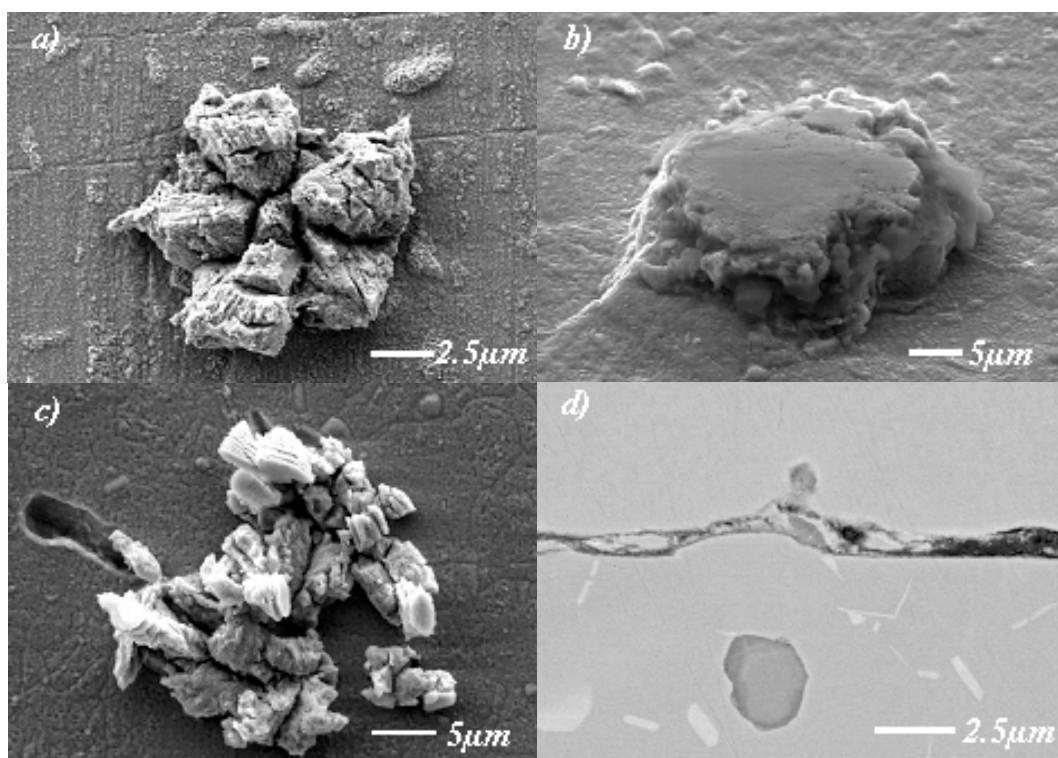


Figure 137: Présentation des trois morphologies d'oxyde observées: a) éruption complète (échantillon 2); b) émergence d'un oxyde subsurfacique avec arrachement de la matrice (échantillon 0); c) éruption en strates avant l'émergence complète (échantillon 8); d) vue en coupe d'une particule subsurfacique conduisant à un gonflement de la surface (échantillon 6).

La formation de l'oxyde de niobium s'est révélée très rapide à ces températures puisque aucune différence de morphologie d'oxyde n'est constatée entre un traitement d'une heure à 550°C et d'une heure à 650°C. Lors de la réalisation d'un essai de fatigue oligocyclique à chaud, le temps de maintien en température pour garantir une bonne homogénéité est de l'ordre de quelques heures à 600°C. On peut donc raisonnablement penser qu'au lancement d'un essai, les carbures de niobium sont déjà dans cet état.

Les carbures ne sont pas les seules particules affectées lors de ces essais d'oxydation. A de nombreuses reprises, il a été constaté après oxydation une fissuration des nitrures. Les nitrures étant très stables, ils ne doivent normalement pas être soumis à cette oxydation. Pour trouver l'origine de cette fissuration, nous avons tout d'abord vérifié si cette fissuration pouvait être due à des chocs thermiques. Pour cela, certains essais ont été réalisés avec un refroidissement à four fermé après oxydation et un autre échantillon oxydé a ensuite subi une vingtaine de cycles thermiques sous vide. Les refroidissements lents (four fermé) ayant conduit, eux aussi, à une fissuration des nitrures et l'essai avec cycles thermiques n'ayant pas accentué la fraction de nitrures fissurés, la fissuration des nitrures est donc due à l'oxydation elle-même. L'observation des nitrures pour de faibles temps d'oxydation a révélé la présence

d'oxyde de niobium. Cet oxyde présent initialement sous forme de carbure est sans doute à l'origine de la fissuration des nitrures de titane. La **figure 138** présente deux étapes de la fissuration d'un nitrure de titane avec la formation de l'oxyde puis la rupture du nitrure.

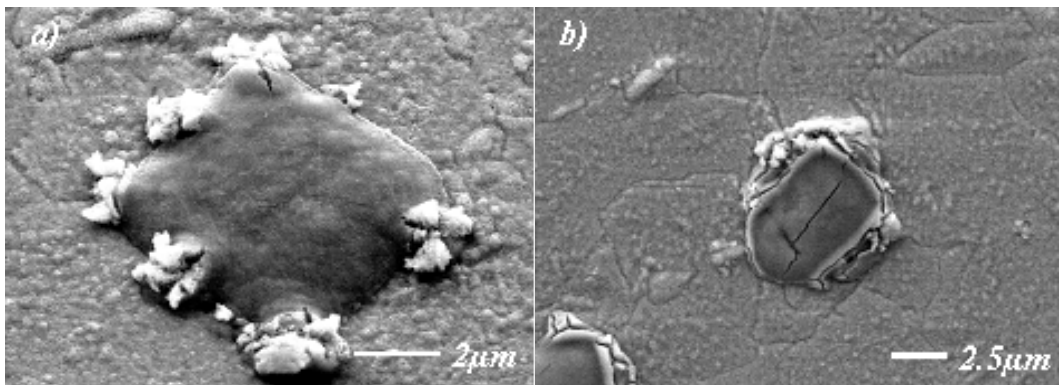


Figure 138: Etapes de fissuration des nitrures de titane: a) formation d'oxyde de niobium; b) fissuration du nitrure.

Les nitrures de titane sont suffisamment stables pour ne pas être soumis directement aux effets de l'oxydation. Mais comme l'illustre la **figure 139**, les nitrures sont utilisés par les carbures de niobium comme sites de germination. Les nitrures sont donc, en règle générale, recouverts d'une fine couche de ce carbure de niobium. Cette couche de carbure de niobium lors de l'oxydation conduit par formation d'oxyde de niobium à une mise en tension du nitrure qui est sans doute à l'origine des fissurations observées.

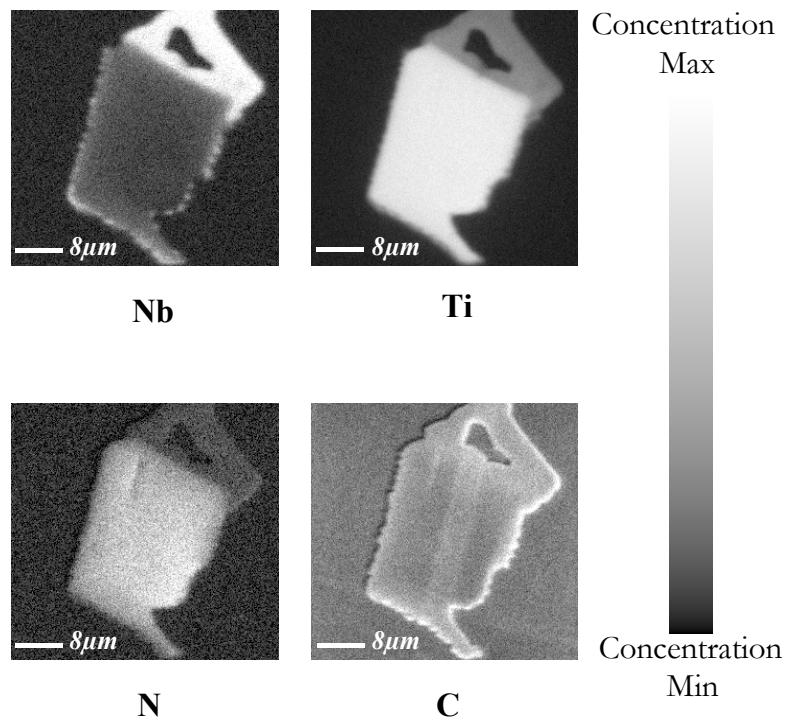


Figure 139: Cartographie EDX d'un nitrure de titane [Pon01].

La **figure 140** présente les effets de l'oxydation sur les nitrures et carbures avec les trois cas observés lors de l'oxydation des carbures et la fissuration des nitrures. La fissuration des nitrures est induite par l'oxydation des carbures. L'extension volumique qui accompagne la formation de l'oxyde de niobium, Nb_2O_5 , vient mettre en flexion le nitrure, ce qui conduit à sa fissuration.

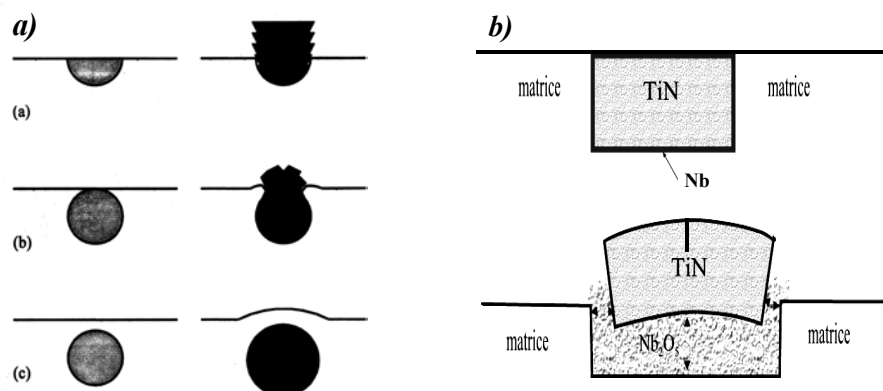


Figure 140: Effet de l'oxydation sur les : a) carbures de niobium NbC[Conno03]; b) nitrures de titane TiN.

Pour tenter de pallier ce phénomène d'oxydation, un essai de passivation a été réalisé. La passivation de l'alliage 718 consiste à oxyder l'alliage sous faible pression partielle d'oxygène ($PO_2 < 10^{-1}$ Pa à 650°C). Dans ces conditions, ce n'est plus l'oxyde dont la cinétique de formation est la plus rapide qui se forme en surface mais les oxydes les plus stables thermodynamiquement. La **figure 141** présente les courbes d'enthalpie libre de formation des différents oxydes avec la température. A faible pression partielle d'oxygène, l'alliage a tendance à former en surface une couche d'oxyde de chrome Cr_2O_3 qui joue ensuite le rôle de barrière de diffusion.

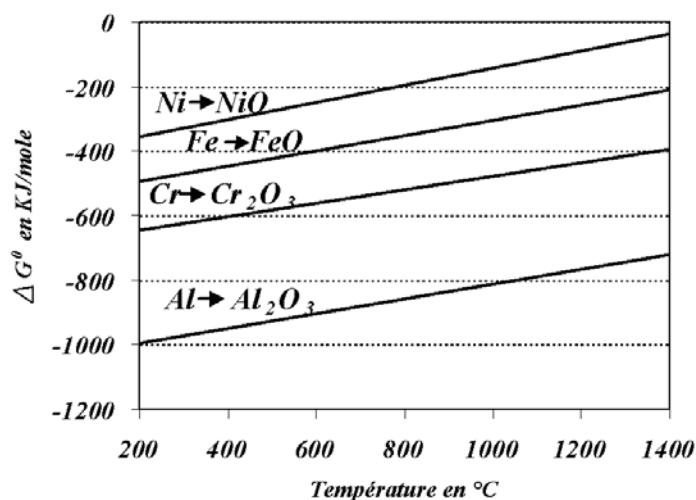


Figure 141: Evolution des enthalpies libres de formation des différents oxydes avec la température [Molins97b].

Deux échantillons ont été passivés 48h à 650°C sous une pression totale de 10^{-3} Pa. Les résultats de ces essais sont présentés en **figure 142**. On ne remarque aucune oxydation anormale des carbures et nitrures après passivation. Un des échantillons a ensuite été oxydé sous air 48h à 650°C. On observe après ce traitement une oxydation préférentielle des carbures ainsi que la fissuration de nitrure. La passivation ne permet donc pas d'annihiler l'effet de l'oxydation sur les particules. On peut tout de même penser que ce traitement a un effet protecteur pour les particules non débouchantes.

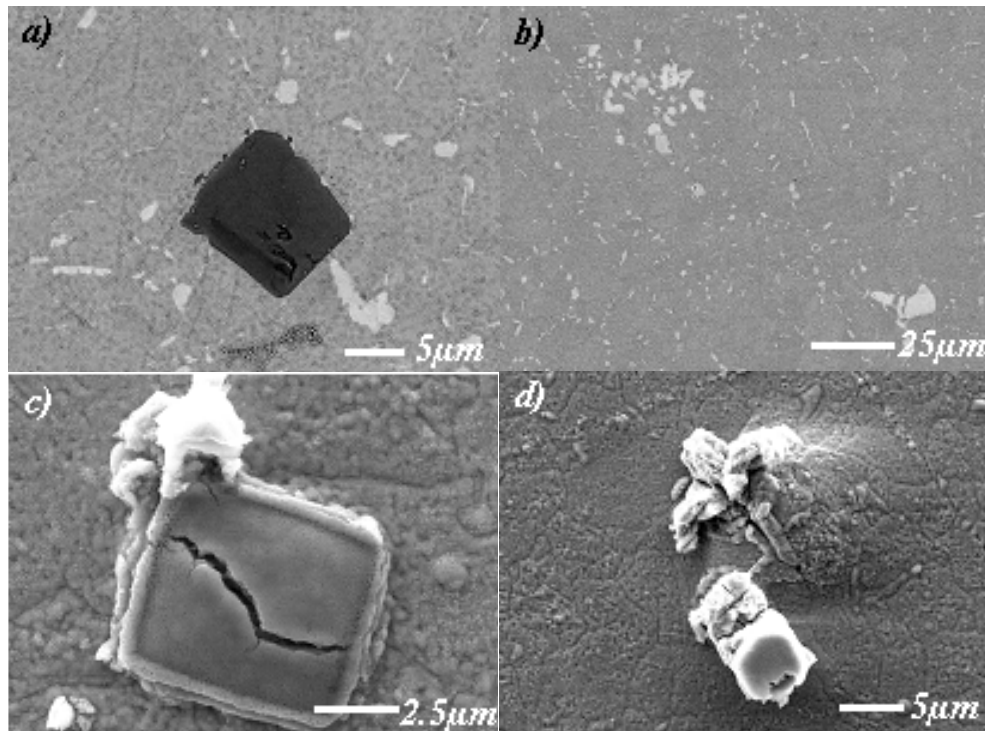


Figure 142: Image MEB du test de passivation (a) TiN après passivation ; (b) NbC après passivation ; (c) TiN après passivation + oxydation ; (d) Nb₂O₅ après passivation + oxydation.

6.2.2. PRESENTATION DES DIFFERENTS SITES D'AMORÇAGE

L'observation des surfaces de rupture ainsi que celle des fûts des éprouvettes de fatigue oligocyclique a révélé un amorçage quasi systématique sur particules pour les éprouvettes en 718DA dont la taille de grain est de l'ordre de 5 à 10 μm. Ces observations ont été réalisées sur des éprouvettes lisses et dans une gamme de déformation comprise entre 0.6 et 1.5%. Toutefois, l'application de forts chargements peut conduire, comme cela est présenté en **figure 143**, à des amorçages en Stade I. On peut observer sur cette figure la présence d'amorçages sur particules et d'amorçages en Stade I. Ce type d'observation conforte l'idée qu'une transition entre ces deux mécanismes est présente dans cet alliage.

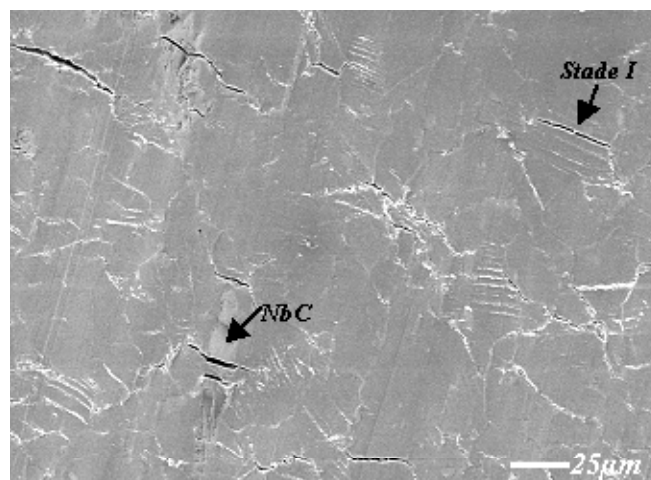


Figure 143: Fût d'une éprouvette de fatigue oligocyclique très fortement chargée sous vide (l'axe de sollicitation est vertical).

Pour des essais plus conventionnels, on retrouve, sur certains fûts d'éprouvettes, des amorçages sur oxydes de niobium ainsi que sur des nitrures (c. f. **figure 144**). Ces

observations sont en accord avec celles de Connolley & al. [Conno03] réalisées sur des éprouvettes entaillées. L'oxydation des carbures et les nitrures de titane sont à l'origine de fissuration secondaire. Ces fissures secondaires ne sont pas présentes sur toutes les éprouvettes. Il est par ailleurs assez difficile à ce niveau de relier leur présence à la sollicitation appliquée.

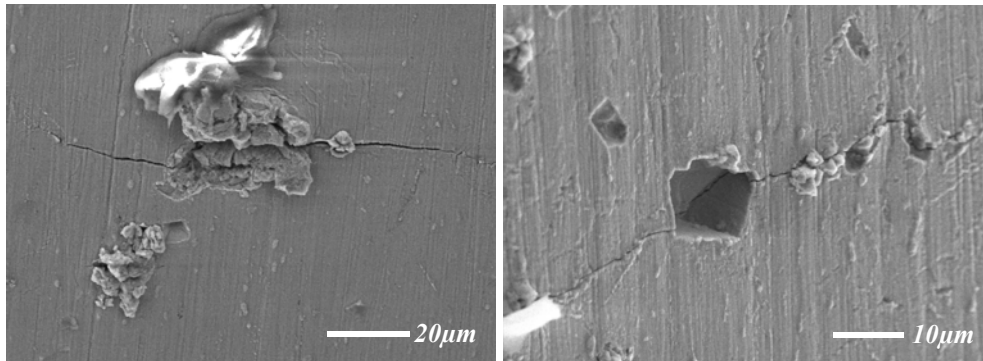


Figure 144: observation d'amorçage de fissures secondaires sur les fûts d'éprouvettes: a) sur un carbure de niobium oxydé; b) sur un nitrure de titane éjecté (l'axe de sollicitation est vertical).

Les essais sur alliage DA conduisent systématiquement à des amorçages sur particules, alors que celui réalisé sur l'alliage retraité thermiquement dont la taille de grain a été portée à 100-150 μm conduit à un amorçage en Stade I. Deux micrographies caractéristiques de ces deux types d'amorçage sont présentées en **figure 145**.

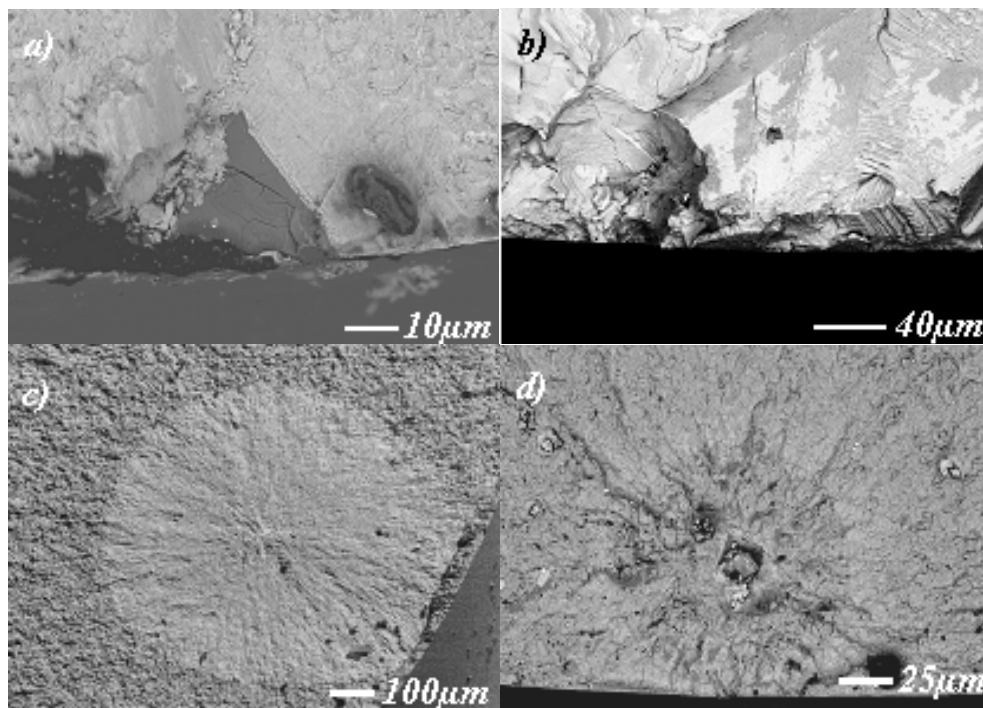


Figure 145:Présentation des différents types d'amorçage mis en évidence par fractographie :a) Amorçage sur nitrure surfacique pour un essai réalisé à 600°C avec $\epsilon_t=1.1\%$, $R\epsilon=0$, cycle 10-90-10 sur l'alliage DA ; b) Amorçage en Stade I pour un essai réalisé à 600°C avec $\epsilon_t=1.1\%$, $R\epsilon=0$, cycles 10-90-10 pour une taille de grain de 100-150 μm; c) Amorçage sur carbure de niobium interne pour un essai réalisé à 650°C avec $\epsilon_t=0.8\%$, $R\epsilon=0$, cycles sinusoïdaux 1 Hz sur l'alliage DA ; d) Amorçage sur nitrure "interne" pour un essai réalisé à 600°C avec $\epsilon_t=0.6\%$, $R\epsilon=0$, cycles 10-10 sur l'alliage DA puis passage à 1 Hz.

On remarque aussi sur la **figure 145** deux amorçages «internes» obtenus pour de faibles déformations. La présence d'amorçages internes pour les faibles sollicitations est en bon

accord avec les résultats de Hyzak et Bernstein [Hyzak82a] présentés précédemment et obtenus sur des alliages élaborés par métallurgie des poudres. Il apparaît ainsi qu'une transition de ce type est présente dans l'alliage 718.

Pour les amorçages sur particules internes, aucun effet d'environnement ne vient favoriser l'amorçage. L'amorçage sur particules peut donc, dans certains cas, se produire sans effet d'environnement. Afin de déterminer si l'oxydation est indispensable aux amorçages sur particules surfaciques, nous avons donc réalisé des essais sous vide. Les observations fractographiques menées sur l'éprouvette F32 testée sous vide ont révélé un grand nombre de sites d'amorçage sur particules surfaciques (c. f. **figure 146**). L'oxydation des particules n'est donc pas le mécanisme à l'origine de ce type d'amorçage. Elle a sans doute seulement un effet aggravant.

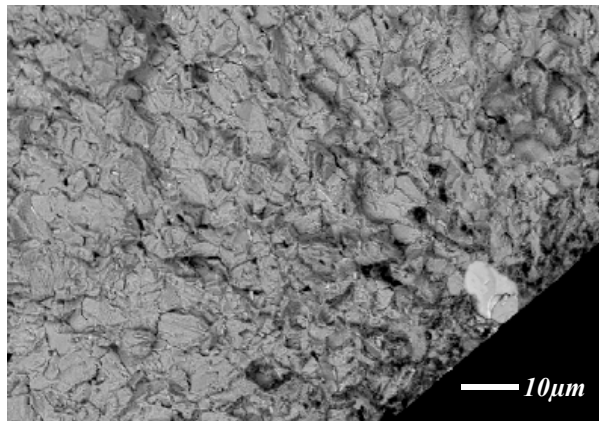


Figure 146: Présentation d'un amorçage sur carbure surfacique mis en évidence par fractographie, observé sur une éprouvette (F32), testée sous vide à 600°C pour $\Delta\epsilon_t=1.1\%$, $R\epsilon=0$ avec un cycle 10-90-10.

Dans le cas d'un amorçage surfacique, une tendance a été identifiée. Pour les faibles sollicitations, on remarque, en général, que les amorçages surfaciques ont une orientation, en accord avec les résultats de propagation obtenus par S. Ponnelle [Pon01]. Lors d'essais de propagation à chaud avec temps de maintien, des vitesses de propagation supérieures sont observées dans la direction normale au fibrage. Lorsque les éprouvettes sont axisymétriques, toutes les orientations du fibrage sont retrouvées sur la génératrice. Si cet effet est marqué, les amorçages doivent être situés dans la zone où le fibrage est tangent à la génératrice. Lorsque la sollicitation est sévère, on assiste à un multi amorçage et dans ce cas, il est plus difficile d'observer l'effet du fibrage. La **figure 147** présente le fibrage ainsi que les faciès de rupture de certaines éprouvettes de durée de vie.

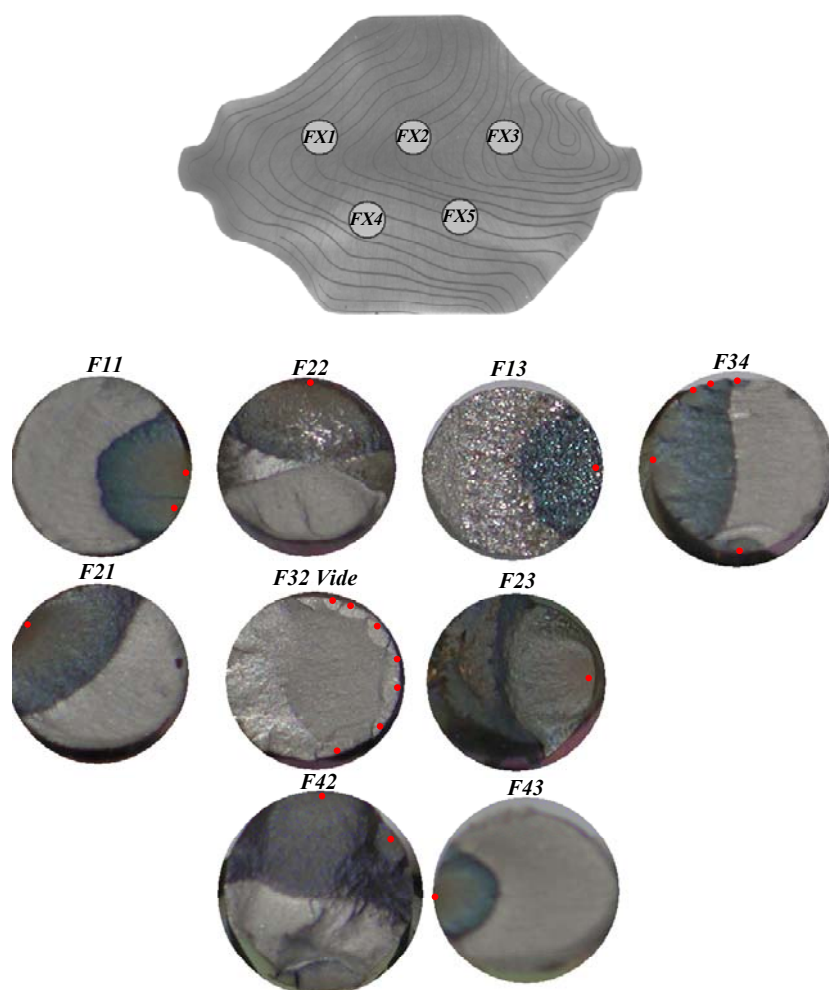


Figure 147: Relation fibrage/zone d'amorçage des éprouvettes (la position des sites d'amorçage principaux est signalée par les points rouges).

On remarque pour les deux éprouvettes situées en position FX1, un accord correct entre la direction rapide de propagation et le fibrage de la pièce. Dans ce cas, les essais sont réalisés à 600°C pour une déformation totale de 1.1% avec des cycles 10s-90s-10s. L'éprouvette F21 présente une direction de propagation normale au fibrage. Pour l'éprouvette F11, la relation est moins évidente. Pour les éprouvettes de la série FX2, les cycles étant réalisés sans temps de maintien ou sous vide, les relations ne peuvent dans ce cas qu'être fortuites. Pour la série FX3, un bon accord est obtenu pour les éprouvettes F13 et F43 correspondant à des essais avec temps de maintien à 600°C et une déformation totale de 1.1 et 1.5% (l'éprouvette F13 possède une taille de grain de l'ordre de 150 μm). L'éprouvette F23 a, quant à elle, été sollicitée à 0.6% en contrôle de charge à une fréquence de 1 Hz. Enfin l'éprouvette F34 a été sollicitée à 1.5% et présente un multi-amorçage sur une moitié. Il serait intéressant de vérifier sur un plus grand nombre d'éprouvettes si ces tendances se confirment.

6.2.3. CINETIQUE ET MECANISME D'AMORÇAGE SUR PARTICULES

Pour étudier la fissuration des particules nous avons, dans un premier temps, réalisé des essais de traction *in-situ* à température ambiante. Ces essais ont permis de déterminer la contrainte à laquelle la fissuration des particules intervient et de la comparer à celle obtenue lors des essais de fatigue. L'alliage 718 étant sujet à l'adoucissement cyclique, lors d'un essai de fatigue oligocyclique, la contrainte maximale est obtenue lors du premier chargement. Ces

essais ont tout d'abord été réalisés sur deux tailles de grain 40 et 5-10 μm . Ils ont de plus été conduit sur des éprouvettes polies et parfois oxydées. Pour la taille de grain de 5-10 μm avec un état poli et non oxydé, ces essais à température ambiante ont révélé une contrainte de fissuration des carbures quasi constante et de l'ordre de 1200-1250 MPa. Sur les éprouvettes pré-oxydées pour les oxydes de niobium, il semble difficile de définir la fissuration, ceux-ci possédant une morphologie pouvant induire de fortes erreurs d'appréciation. La **figure 148** présente les observations effectuées sur les carbures de niobium avec et sans oxydation.

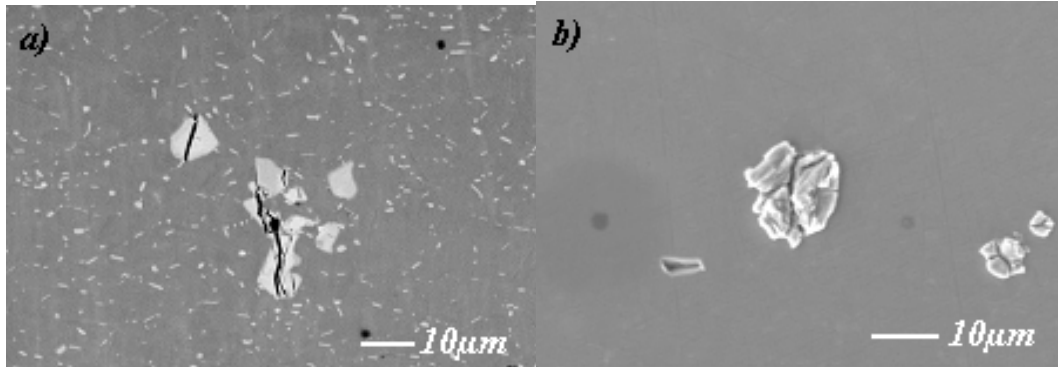


Figure 148: Observation de carbures et oxydes de niobium lors d'essais de traction in-situ a) sur un échantillon poli; b) sur un échantillon poli puis oxydé 16 heures à 550°C. L'axe de l'éprouvette est horizontal.

Le suivi de la fissuration des nitrures dans les mêmes conditions révèle deux mécanismes distincts. Pour les éprouvettes sans pré-oxydation, la fissuration des nitrures intervient à un niveau de contrainte supérieur à celui des carbures. Ce niveau de contrainte de fissuration varie avec la particule observée (~1350 MPa jusqu'à R_m). Pour l'état pré-oxydé, bien que dans certains cas une fissuration du nitrure soit observée, un autre mécanisme est présent. Des fissurations de l'interface matrice/nitrure où se trouve l'oxyde de niobium ont été couramment observées. La **figure 149** illustre ces deux cas de figure.

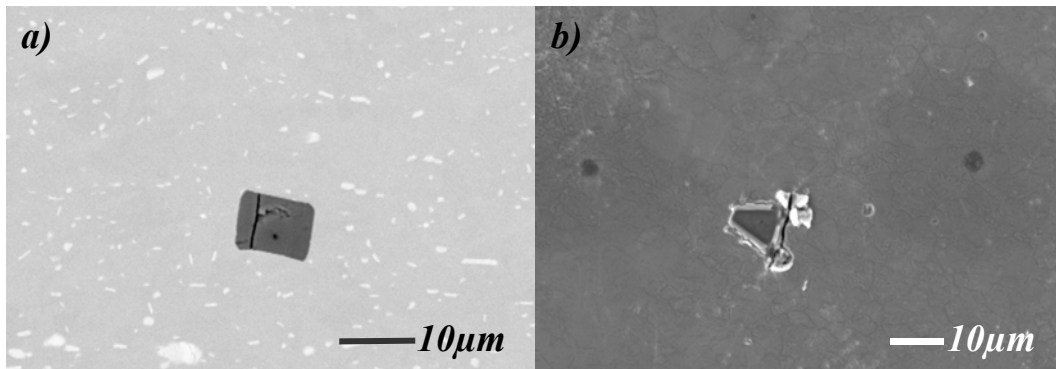


Figure 149: Observation de nitrures de titane TiN lors d'essais de traction in-situ a) sur un échantillon poli; b) sur un échantillon poli puis oxydé 16 heures à 550°C. L'axe de l'éprouvette est horizontal.

Pour l'alliage à taille de grain plus importante (40 μm) et pour un niveau de contrainte de l'ordre de 1200-1250 MPa, la fissuration des carbures est aussi observée. Pour cette même contrainte, la formation de bandes de glissement est également mise en évidence. La **figure 150** présente ces résultats.

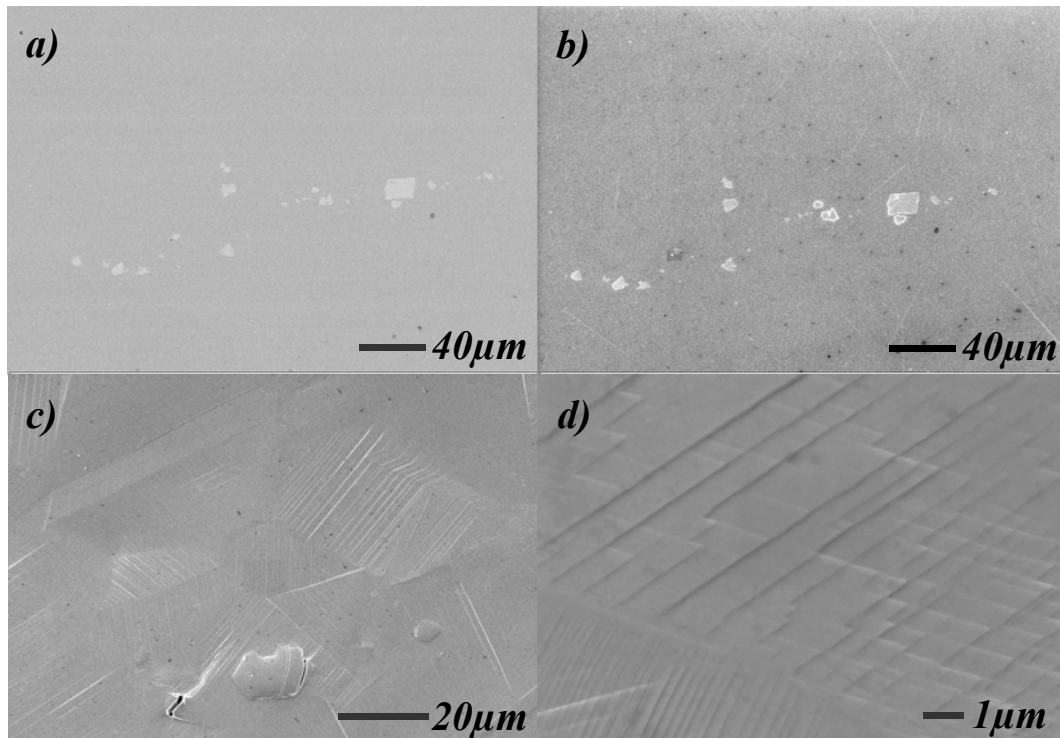


Figure 150: Essai de traction in-situ pour une taille de grain de $40\mu\text{m}$; a) état initial; b) localisation de la déformation dans les bandes de glissement sans fissuration des particules; c) fissuration des carbures et augmentation de la densité de bandes de glissement (image obtenue pour des déformations importantes); d) image à plus fort grandissement des bandes de glissement ainsi formées. L'axe de l'éprouvette est horizontal.

Ces observations réalisées, nous avons ensuite tenté de mesurer l'évolution de la fraction de particules fissurées avec le niveau de contrainte appliqué. Pour cela, une population d'une centaine de carbures est repérée et l'essai est réalisé de façon incrémentale. A chaque palier de contrainte, les particules fissurées sont décomptées. La **figure 151** présente ces résultats avec la fraction de particules fissurées en fonction de la contrainte appliquée et cela pour plusieurs prélèvements et deux tailles de grain ($5\text{-}10$ et $40\text{ }\mu\text{m}$). On peut remarquer sur cette courbe plusieurs effets :

- ❑ celui de la limite d'élasticité en comparant les essais sur éprouvette dont la taille de grain est de $40\text{ }\mu\text{m}$ (MEB $40\text{ }\mu\text{m}$ N°1 et 2) à ceux obtenus sur l'état DA (MEB DA N°1 à 5). On observe, dans ce cas, un décalage des courbes vers les faibles contraintes lorsque la limite d'élasticité diminue.
- ❑ celui du prélèvement présenté précédemment est aussi retrouvé. La zone de prélèvement des éprouvettes conduit à une dispersion des résultats dans le cas de l'alliage DA.

Les ordres de grandeur obtenus avec ces essais sont cohérents avec les observations réalisées sur éprouvettes de fatigue à l'aide de la technique des répliques (Rep DA 600°C). Pour ces points, la contrainte à la première mise en charge a été reportée, ainsi que la fraction de fissures observée sur répliques lors des essais. Le niveau de contrainte a été mesuré sur la première boucle de fatigue. Les essais réalisés sous vide sur éprouvettes KB1.5 à 600°C (Rep DA 600°C) donnent des résultats proches de ceux obtenus sur les éprouvettes de fatigue. Trois essais ont été conduits à rupture sans pour autant que la fraction de particules fissurée n'atteigne 100% hors de la zone de striction.

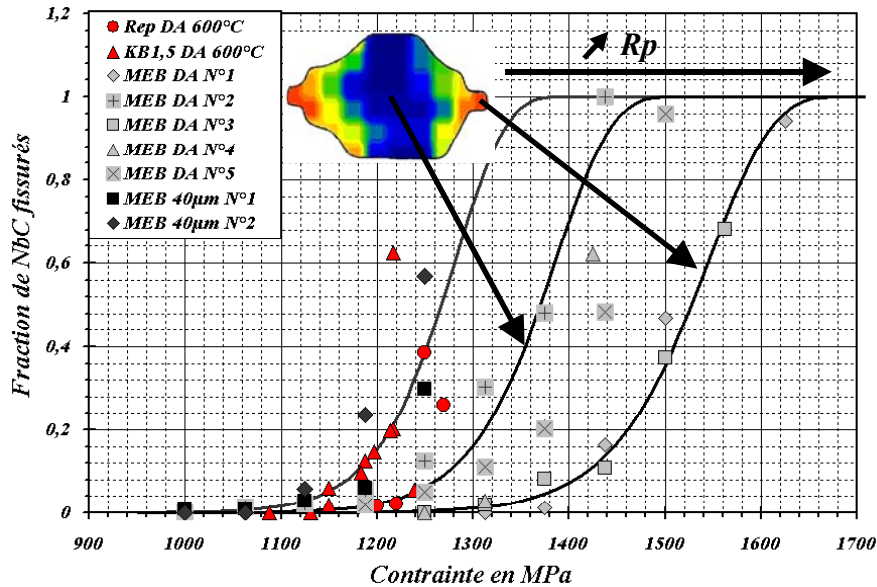


Figure 151: Courbes de fraction de particules fissurées obtenues à température ambiante et à 600°C pour deux tailles de grain et différents prélèvements.

6.3. DUREE DE VIE

Un grand nombre de modèles de durée de vie en fatigue font appel aux différents paramètres des boucles de fatigue pour prévoir les durées de vie. Ces paramètres de contraintes/ou de déformations sont rarement « intégrés » sur l'ensemble de la durée de l'essai et bien souvent, les valeurs relevées à demi-durée de vie sont utilisées. Avant de reporter nos essais de durée de vie dans des diagrammes de type Wöhler ou Manson Coffin, il est indispensable de s'interroger sur ce que signifient, dans notre cas, les mesures à demi-durée de vie. Les **figures 152** et **153** présentent donc les courbes d'amplitudes de déformations plastiques et contraintes en fonction du nombre de cycles. D'autres figures présentant ces résultats dans le domaine des faibles durées de vie ainsi que d'autres paramètres caractéristiques de boucles de fatigue (contraintes maximales et minimales) sont reportés en **annexe 5**.

Pour simplifier la compréhension de ces courbes, nous avons choisi d'associer à chaque symbole un code. Les formes vides correspondent aux essais sans temps de maintien. Les formes pleines représentent donc les essais avec temps de maintien. Les essais sous vide sont tous représentés par des carrés gris ornés ou non d'une marque (TR1, TR2, DA3 et DA32). Les carrés vides correspondent aux essais réalisés sur les éprouvettes de 40 µm de taille de grain (DA92 et DA93). Ces carrés sont vides puisque ces deux essais ont été réalisés sans temps de maintien. Les ronds pleins correspondent aux essais réalisés sur les éprouvettes de 150 µm de taille de grain (DA13 et DA14), et de la même manière ces ronds sont pleins puisque ces deux essais ont été réalisés avec un temps de maintien de 90 secondes. Trois essais sont représentés par des triangles pleins, ils correspondent aux essais réalisés pour les fortes déformations. Deux de ces essais sont réalisés à 600°C pour 1.5% de déformation totale (DA34 et DA43), un autre a été réalisé à 350°C pour 1.7% de déformation totale (DA24). Enfin, les losanges correspondent aux essais réalisés à 1.1% avec et sans temps de maintien.

On constate sur la **figure 152** que l'amplitude de contrainte se stabilise rapidement pour la plupart des essais. Sa valeur à demi-durée de vie pourra donc être considérée comme représentative de l'essai dans ces cas. Cette constatation est, de manière générale, d'autant plus juste que la durée de vie est importante. Pour les essais réalisés sous vide (carrés gris),

l'amplitude de contrainte est quasi constante sur une grande partie de la durée de vie. La stabilisation de l'amplitude de contrainte est, en revanche, moins évidente pour les essais conduits à forte déformation à chaud (triangles rouge et bleu). Mais, même dans ce cas, l'utilisation des valeurs à demi-durée de vie semble tout de même pouvoir s'appliquer.

Sur cette figure, on constate également un effet de microstructure sur les amplitudes de contraintes. Pour les essais menés sous vide (carrés gris), l'amplitude de contrainte la plus faible est obtenue pour les éprouvettes en alliage TR, ce qui était attendu. Les deux essais sous vide réalisés sur alliage DA donnent, quant à eux, des niveaux d'amplitudes de contraintes quasi identiques. Cet effet de microstructure se retrouve aussi avec les éprouvettes traitées thermiquement (150 μm : DA13 et DA14 ; 40 μm : DA92 et DA93). On constate en comparant les essais sur éprouvettes de taille de grain de 40 μm (carrées vides), des amplitudes de contraintes beaucoup plus faibles que celles obtenues pour les éprouvettes non retraits, testées dans les mêmes conditions (losanges vides). Des effets similaires sont retrouvés pour des essais avec temps de maintien entre les éprouvettes DA (losanges pleins) et DA retraits (ronds pleins) dont la taille de grain a été portée à 150 μm . On constate aussi dans ce cas des amplitudes de contraintes bien plus faibles pour l'alliage à gros grain.

L'effet de temps de maintien se traduit par une diminution notable de l'amplitude de contrainte (c. f. losanges vides et pleins). Pour une même zone de prélèvement DAX2 on observe un effet bénéfique du temps de maintien. L'éprouvette DA12 testée avec temps de maintien conduit à une amplitude de contrainte entre 50 et 150 MPa plus faible que celle obtenue sur les deux éprouvettes testées sans temps de maintien DA22 et DA42 (losanges vides). Cette diminution de l'amplitude de contrainte est liée à la viscosité du matériau qui induit une relaxation de la contrainte pendant le temps de maintien.

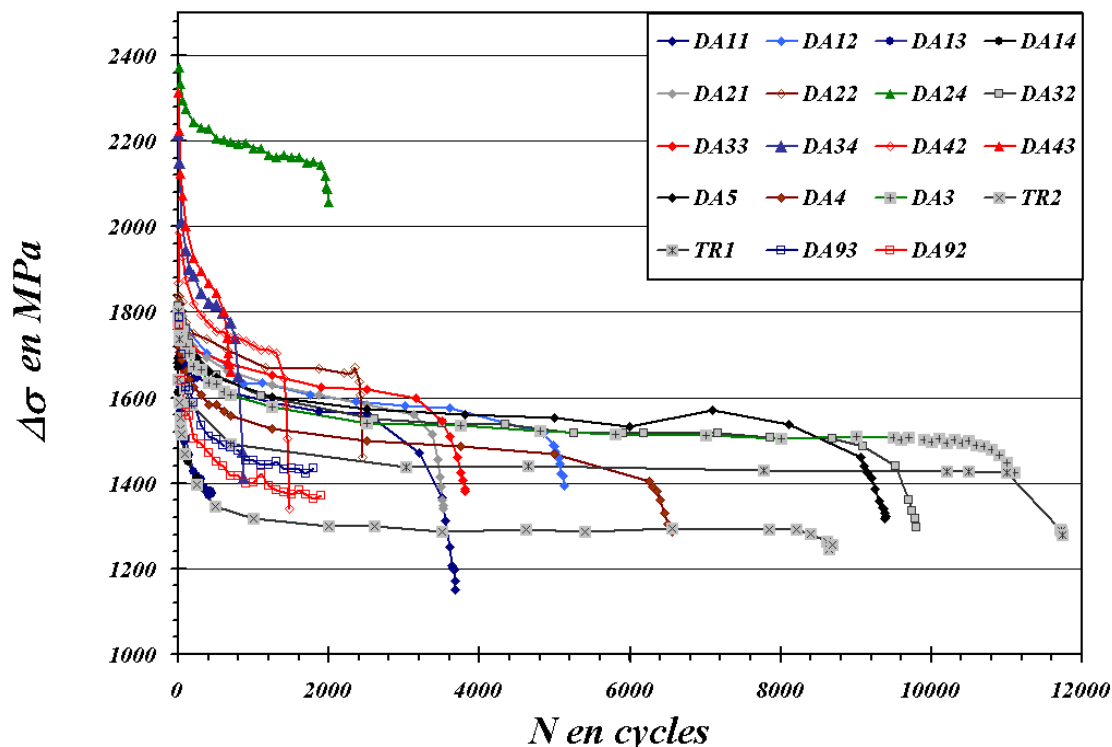


Figure 152: Evolution de l'amplitude de contrainte avec le nombre de cycles.

Tous ces comportements sont retrouvés sur les amplitudes de déformation plastique à la **figure 153**. La stabilisation « rapide » de l'amplitude de déformation plastique est aussi constatée. A partir des résultats d'amplitudes de déformation plastique en fonction de la

déformation totale appliquée, présentés à la **figure 133**, nous avons réalisé un essai à 350°C (triangle vert) présentant la même amplitude de déformation plastique qu'un essai réalisé avec temps de maintien à 600°C pour 1.5% de déformation totale (triangles bleu et rouge). On constate malgré une amplitude de déformation plastique identique et une amplitude de contrainte bien plus importante (c. f. **figure 152**) que l'essai mené à 350°C conduit à une durée de vie plus importante. Cette durée de vie plus importante est à associer au mode de propagation des fissures qui est principalement transgranulaire à 350°C et intergranulaire à chaud. Des observations fractographiques illustrant ces deux types de propagation seront présentées par la suite.

On peut aussi voir apparaître sur cette figure l'effet du prélèvement sur l'amplitude de déformation plastique. Ainsi les éprouvettes DA33 et DA11 prélevées dans les zones les plus dures (c. f. **figure 131**) conduisent pour les mêmes conditions de sollicitation que l'éprouvette DA12 à une amplitude de déformation plastique bien plus faible. En revanche, l'éprouvette DA21 n'a pas donné lieu à un comportement proche de celui des éprouvettes DA33 et DA11 comme cela était attendu.

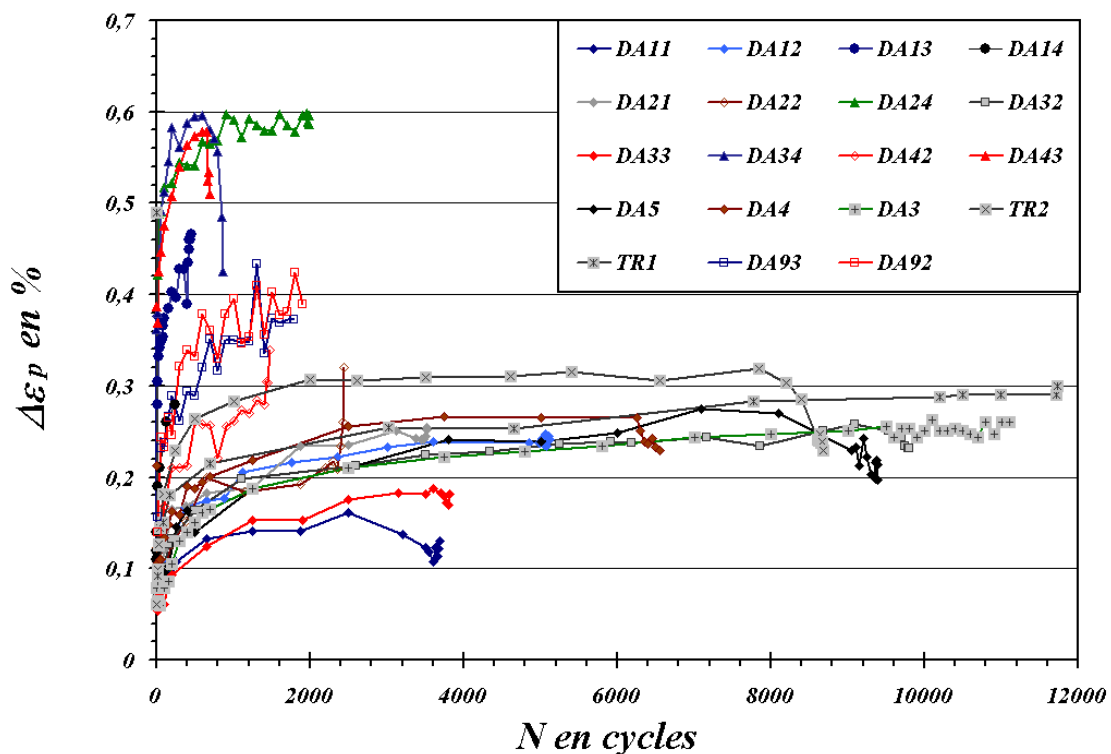


Figure 153: Evolution de l'amplitude de déformation plastique avec le nombre de cycles

Pour des essais réalisés avec un rapport de chargement nul, comme c'est le cas de nos essais, il est en général important de ne pas négliger l'effet de la contrainte moyenne. La **figure 154** présente les mesures de contraintes moyennes en fonction du nombre de cycles pour les différents essais réalisés. On constate, sur cette figure, que pour nos conditions d'essai, la contrainte moyenne devient très rapidement négligeable même dans le cas des essais réalisés sans temps de maintien. Ainsi pour prévoir la durée de vie de nos essais, nous pourrions utiliser un modèle ne prenant pas en compte cette contrainte moyenne. On peut tout de même s'interroger sur le domaine de validité de cette hypothèse. Il est certain que les contraintes ne se symétrisent plus pour les faibles niveaux de déformation plastique. L'essai qui a été réalisé dans le cadre de cette étude à 0.6% en est un exemple. Dans ce cas, l'essai n'a pas présenté de plasticité visible, les niveaux de contrainte sont donc fixés dès la première

boucle de fatigue. Cette stabilisation rapide de la boucle de fatigue nous a permis de piloter l'essai en charge après quelques centaines de cycles.

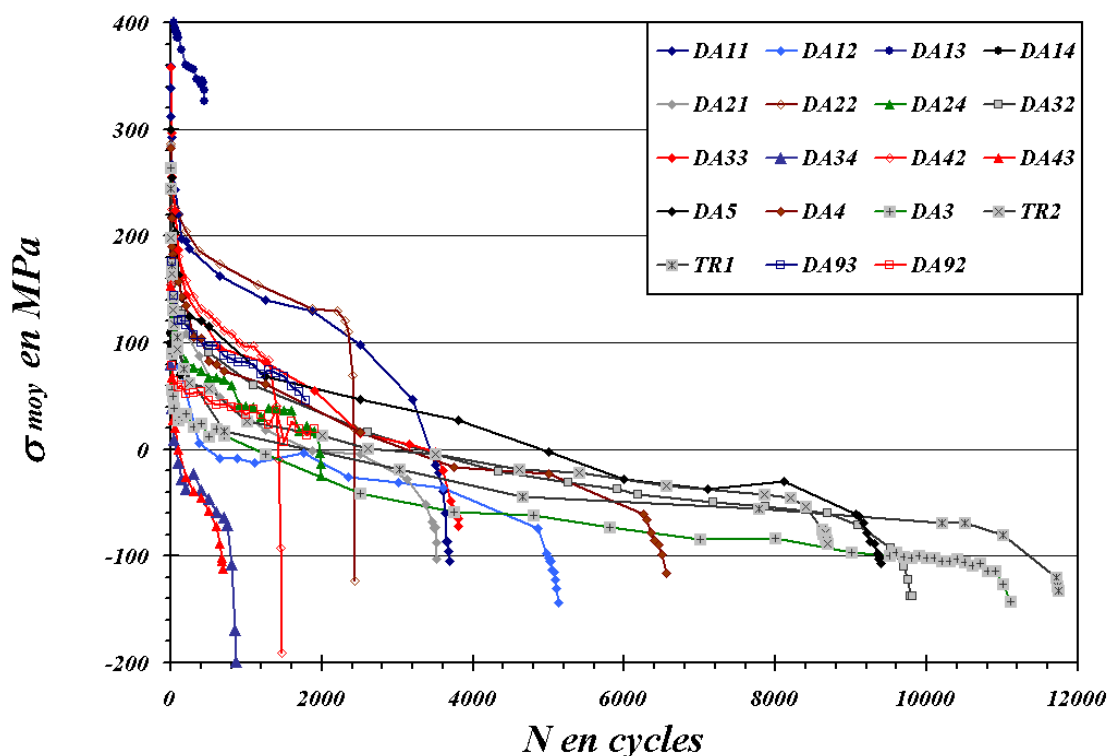


Figure 154: Evolution de la contrainte moyenne avec le nombre de cycles

Compte tenu des hétérogénéités de comportement évoquées plus haut, pour des essais équivalents, des contraintes et des déformations plastiques variables peuvent être obtenues. Dans un premier temps, par souci de lisibilité, seules les durées de vie obtenues lors des essais réalisés sous air au Centre des Matériaux ont été placées dans des diagrammes de type Wöhler et Manson Coffin. La **figure 155** présente ces diagrammes. On remarque, avec l'approche en contrainte (c. f. **figure 155.a**), une bonne représentativité des résultats obtenus sur l'alliage DA dans une large gamme de durée de vie (400 à 1000000 cycles). Cette approche rend bien compte de l'effet de temps de maintien sur la durée de vie. Appliquer un temps de maintien conduit, dans notre cas, à une diminution du niveau de contrainte et, de ce fait, à une durée de vie plus longue. Cet effet inverse du temps de maintien n'aurait sans doute pas été observé à 650°C. Dans ce cas, l'endommagement intergranulaire occasionné par le temps de maintien aurait conduit à des vitesses de propagation bien plus rapides que celles obtenues par des cycles continus. Il apparaît très nettement sur cette figure qu'une seule courbe ne peut pas représenter le comportement pour des alliages de tailles de grain différentes. L'approche en déformation présentée en **figure 155.b** ne permet pas de rendre compte des effets de temps de maintien observés mais limite fortement l'effet de microstructure présent dans l'approche en contrainte.

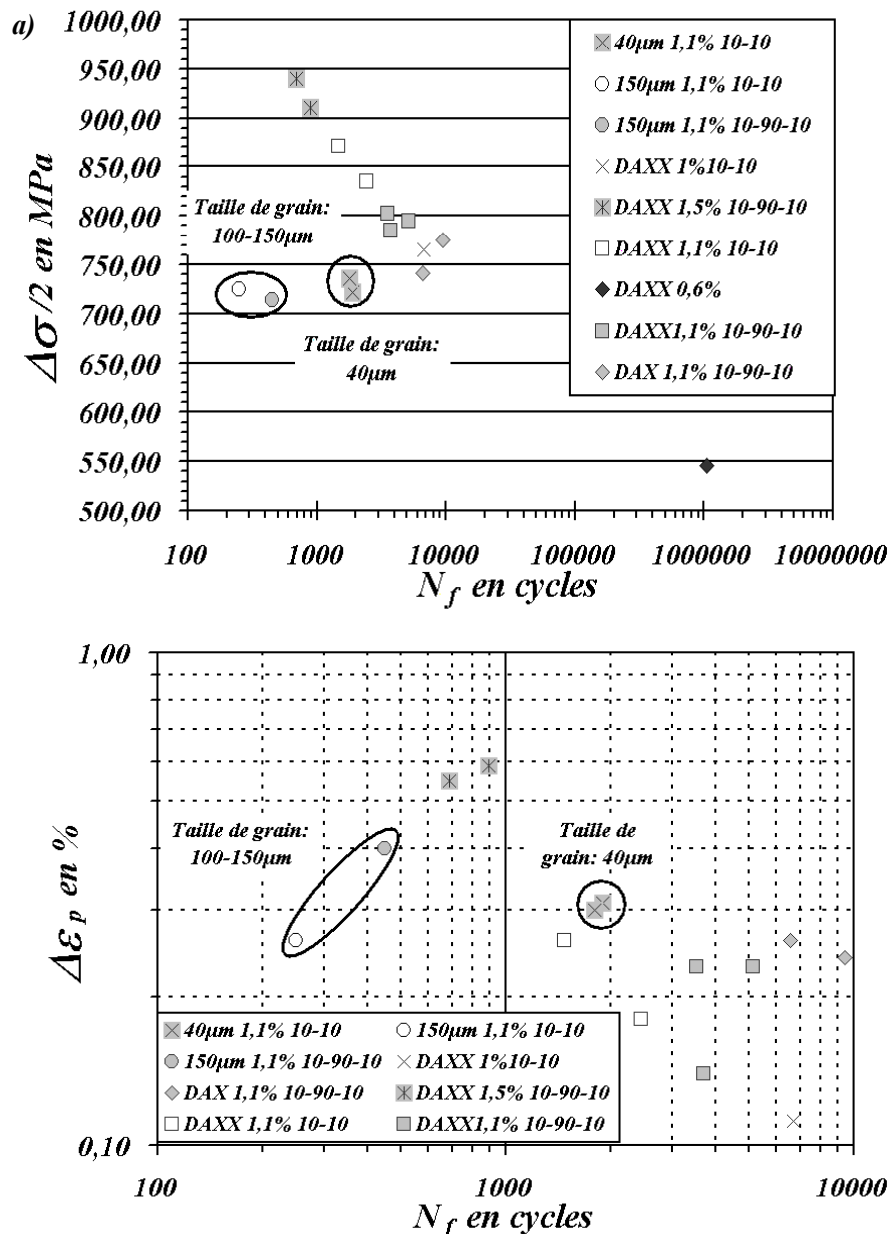


Figure 155: Données de durée de vie obtenues à 600°C représentées dans un diagramme a) de type Wöhler; b) de type Manson Coffin.

La comparaison des résultats obtenus à d'autres essais réalisés sous vide ou issus d'essais SNECMA Moteurs est présentée sur la **figure 156** dans un diagramme de Wöhler. Le **tableau 9** récapitule les différentes provenances des essais de fatigue. On peut tout d'abord remarquer un effet peu marqué du vide dans ce type de représentation. Les essais sous vide ont tout d'abord été réalisés sur deux éprouvettes de traitement TR. L'une de ces éprouvettes a été testée intégralement sous vide alors que l'autre a subi préalablement un traitement de pré-oxydation. La pré-oxydation n'a pas conduit à une dégradation notable de la durée de vie (TR2 pré-oxydée : 8700 cycles ; TR1 vide : 10700 cycles). On peut penser que l'oxydation ne joue pas un rôle très important dans l'amorçage des fissures. Les deux autres éprouvettes testées sous vide, de traitement DA ont donné lieu à des durées de vie assez proches (DA3 : 11000 cycles ; DA32 : 9800 cycles). Une série d'essais réalisés par SNECMA Moteurs a été effectuée sur un disque d'alliage DA de composition légèrement différente de celle du disque de l'étude.

Désignation	Provenance	Désignation	Provenance
<i>SNECMA</i>	Essais réalisés par SNECMA Moteurs sur un disque DA	<i>DAXX</i>	Essais de la présente étude (éprouvettes DA prélevées dans le disque de l'étude)
<i>FAMICRO</i>	Essais réalisés par SNECMA sur un disque équivalent à celui de l'étude	<i>40µm et 150µm</i>	Essais de la présente étude (éprouvettes DA retraitées prélevées dans le disque de l'étude)
<i>DAX</i>	Essais de la présente étude (éprouvettes DA prélevées dans un autre disque)	<i>Vide</i>	Essai de la présente étude réalisés sous vide (éprouvettes de type DAXX, DAX et TR)

Tableau 9: Tableau récapitulatif des différentes provenances et matériaux des différents essais de fatigue

Ces résultats nommés SNECMA sur la **figure 156** donnent lieu à des durées de vie plus faibles. Les éprouvettes de la série DAX ont été prélevées dans un disque ayant subi une gamme de fabrication sensiblement différente de celle du disque de l'étude. Cet autre gamme lui confère des propriétés en fluage inférieures. En revanche, on remarque que ces éprouvettes présentent un comportement sensiblement meilleur que celles prélevées dans le disque de l'étude (série DAXX). L'élaboration est donc un des paramètres importants sur la durée de vie en fatigue. Enfin, des essais sinusoïdaux 1 Hz ont été réalisés dans le cadre du projet FAMICRO sur un disque similaire à celui de la thèse. On remarque dans ces essais que, pour un niveau de contrainte équivalent, la durée de vie est légèrement supérieure à celle obtenue sur les éprouvettes de la série DAXX. Cet effet est sans doute à relier à la transition de mécanisme de propagation passant d'un mode intergranulaire à transgranulaire lorsque la fréquence de sollicitation augmente (c. f. **figure 58**). Cette transition de mécanisme conduit à une diminution notable des vitesses de propagation de fissures et, de ce fait, à une augmentation de la durée de vie.

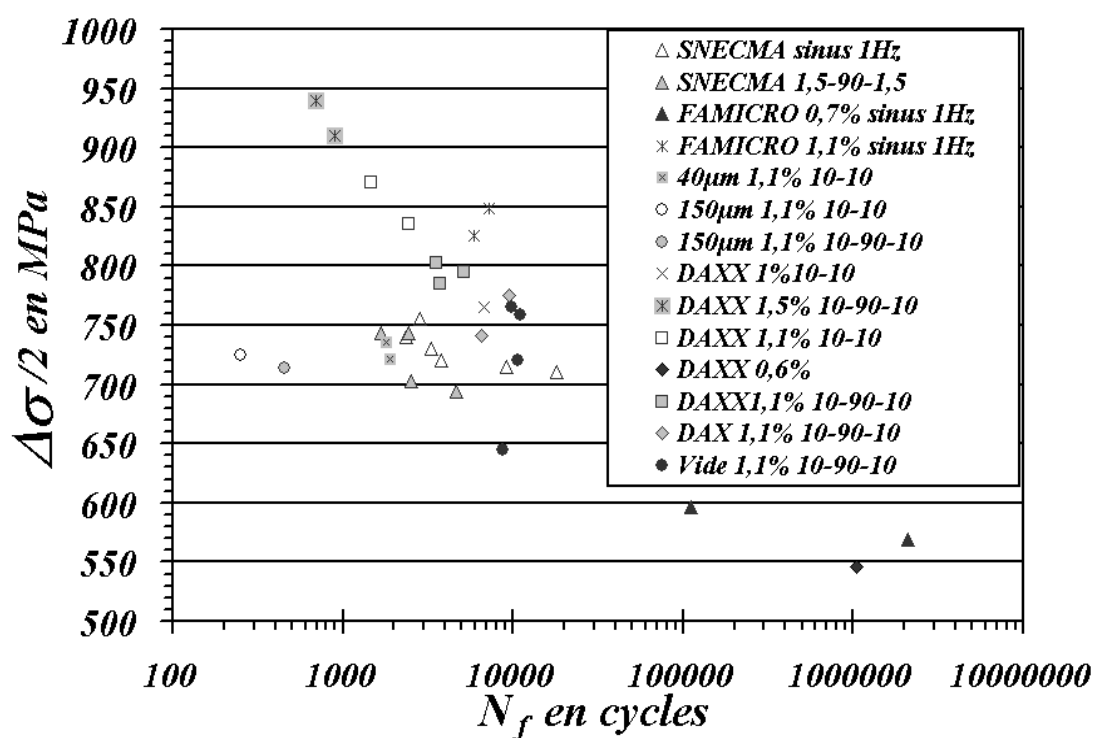


Figure 156: Confrontation dans un diagramme de type Wöhler des résultats de durée de vie obtenus à 600°C à ceux rapportés par SMECMA Moteurs.

La représentation de ces résultats dans un diagramme de type Manson-Coffin conduit, comme dans le cas précédent, à une meilleure prise en compte des variations de comportement entre matériaux mais à une augmentation de la dispersion pour un matériau

donné (c. f. **figure 157**). Pour les essais réalisés à faible déformation (0.6 et 0.7%) l'amplitude de déformation plastique est calculée à partir de la déformation totale imposée et de l'amplitude de contrainte en utilisant l'expression suivante :

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_t - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (30)$$

Ce calcul suppose pour de faibles déformations une bonne connaissance du module d'élasticité. En fonction des zones de prélèvement et de la composition chimique de l'alliage 718 utilisé il peut y avoir des variations notables de durée de vie en fatigue pour une même sollicitation. Ces variations de comportement peuvent aller jusqu'à gommer l'effet du vide puisque pour les mêmes conditions de sollicitation un essai réalisé sous air a donné une durée de vie quasi égale à celle observée lors d'essai sous vide (sous air éprouvette DA5 : 9400 et sous vide éprouvette DA32 : 9800 cycles).

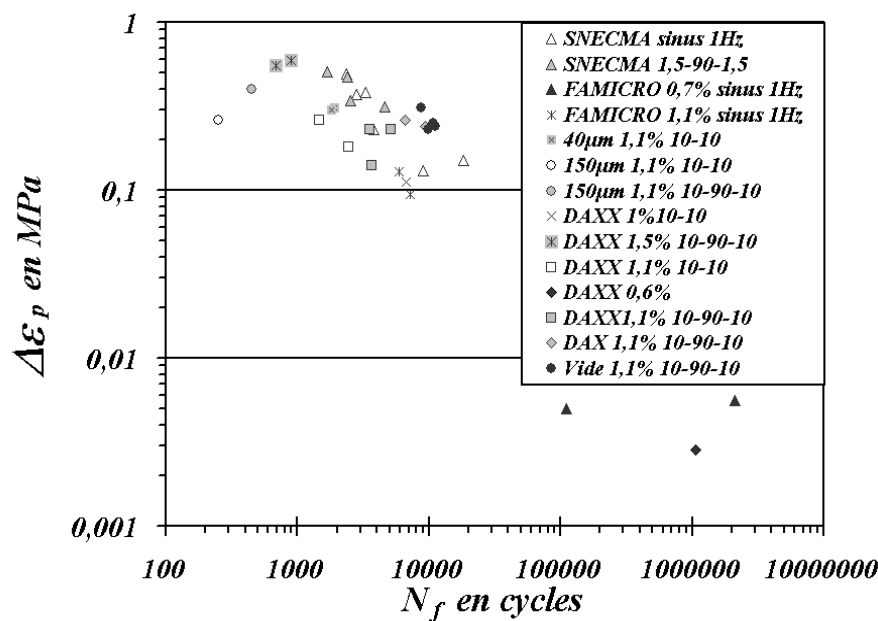


Figure 157: Confrontation dans un diagramme de type Manson-Coffin des résultats de durée de vie obtenues à 600°C à celles obtenues par SMECMA Moteurs.

6.4. PROPAGATION

6.4.1. FRACTOGRAPHIE

Dans cette partie seront présentées les différentes observations fractographiques réalisées dans le cadre de cette étude. Nous tenterons ici de présenter les principaux effets des paramètres microstructuraux et de chargement sur le mode de propagation des fissures.

6.4.1.1. Effet de la taille de grain

Dans le cas de l'alliage retraits à gros grains (~150 μm), les essais sont réalisés à 600°C avec un temps de maintien de 90 secondes pour une déformation totale appliquée de 1.5%. On assiste, pour ces éprouvettes, compte tenu de l'effet de temps de maintien à chaud, à une propagation intergranulaire de la fissure. La formation d'une couche d'oxyde de nickel par diffusion d'oxygène au niveau des joints de grain est à l'origine de ce mode de propagation. La **figure 158** présente le faciès de rupture observé par MEB.

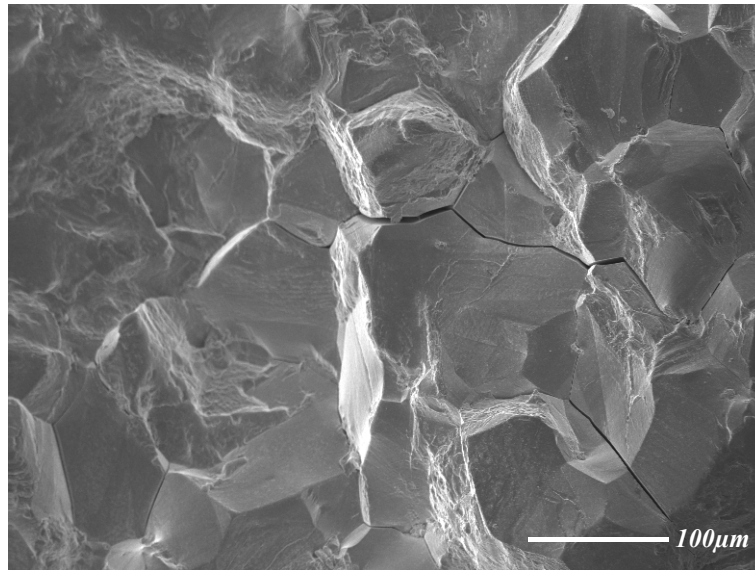


Figure 158: Faciès de rupture de l'éprouvette F13 observé au MEB testée sous air à 600°C avec $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_{\max}=1.5\%$ pour des cycles 10-90-10.

La propagation de la fissure étant principalement intergranulaire et de nature fragile, des observations de la surface des grains sur le faciès de rupture ont pu être effectuées. Elles ont permis de constater un amorçage de fissure sur une bande de glissement intense en interne. La **figure 159** présente cette observation.

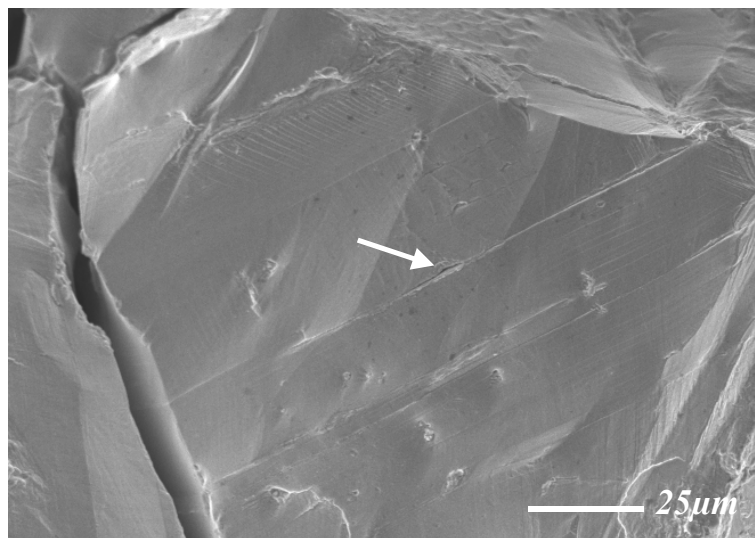


Figure 159: Naissance d'une fissure sur une bande de glissement intense observée au MEB sur le faciès de rupture de l'éprouvette F13 testée sous air à 600°C avec $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_{\max}=1.5\%$ pour des cycles 10-90-10.

Les éprouvettes traitées thermiquement dans le but de porter leurs tailles de grain à 40 μm ont été sollicitées sous air à 600°C avec des cycles 10-10 et pour une déformation totale de 1.1%. Les observations fractographiques d'une de ces éprouvettes (DA93) révèlent, suivant les zones, une propagation transgranulaire ou mixte. La propagation transgranulaire est principalement observée pour les tailles de fissures importantes (fort ΔK) et le mode mixte pour les plus faibles tailles de fissures (faibles ΔK). La **figure 160** présente deux fractographies caractéristiques, l'une illustrant principalement une propagation transgranulaire (**figure 160.a**) et l'autre mixte (**figure 160.b**).

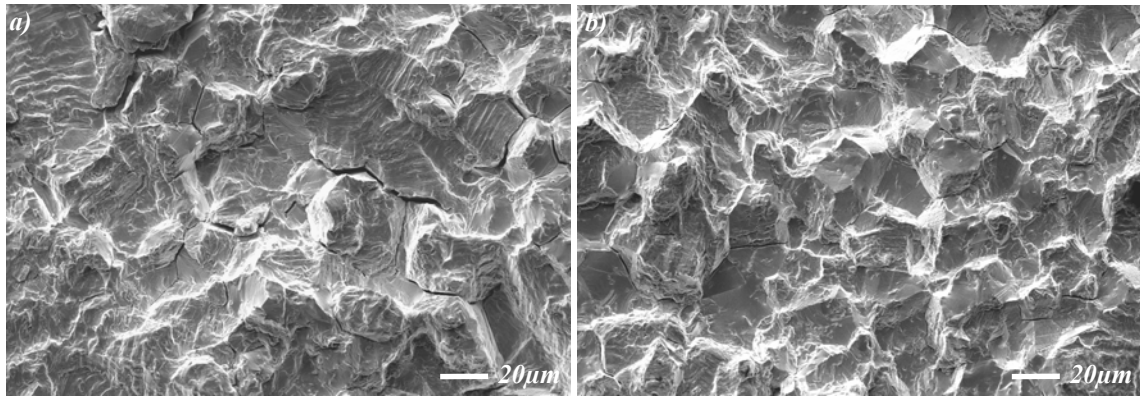


Figure 160: Observations du mode de propagation des fissures pour un essai réalisé sans temps de maintien (10-10) sous air à 600°C avec $\epsilon_{\max}=1.1\%$, $R\epsilon=0$ sur l'éprouvette DA93 dont la taille de grain a été portée à 40 μm a) Zone à fort ΔK principalement transgranulaire ; b) Zone mixte à faible ΔK .

6.4.1.2. Sous vide

Pour des essais de fatigue réalisés sous vide, l'oxydation ne pilote plus la transition des mécanismes de propagation. On assiste donc, pour des cycles avec temps de maintien de 90 secondes à 600°C et pour une déformation totale de 1.1%, à une propagation transgranulaire des fissures. Sous vide, ce mode de propagation ne semble pas sensible à l'effet de taille grain. La **figure 161** présente les observations réalisées pour l'alliage DA mais aussi TR avec un mode de propagation transgranulaire dans les deux cas.

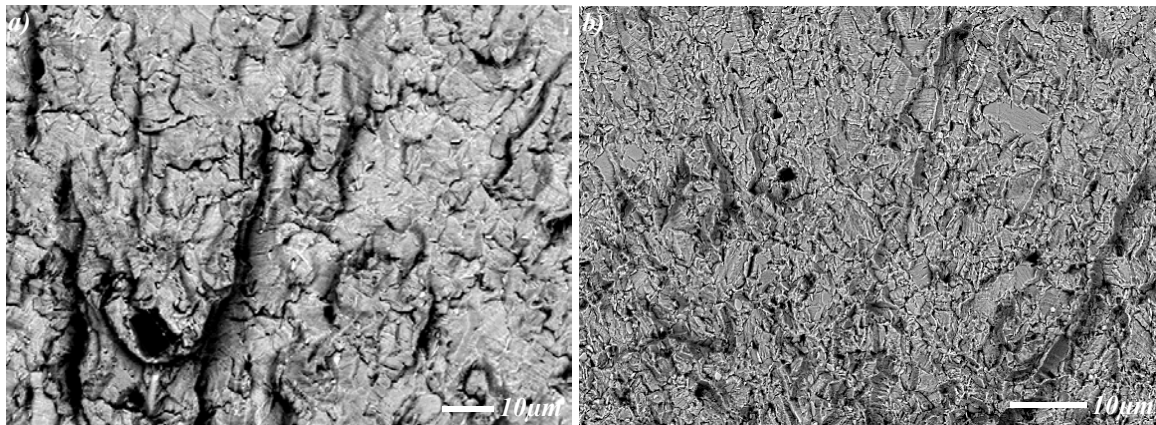


Figure 161: Observations du mode de propagation des fissures sous vide pour des essais réalisés avec temps de maintien (10-90-10) sous vide ($\sim 10^{-4}\text{Pa}$) à 600°C avec $\epsilon_{\max}=1.1\%$, $R\epsilon=0$: a) éprouvette DA32 ; b) éprouvette TR2.

6.4.1.3. Effet de fréquence et de la température sur alliage DA

Pour l'alliage DA, la faible taille de grain favorise la propagation intergranulaire mais rend aussi les observations plus délicates. Pour ces faibles tailles de grain, il est assez difficile de différencier les deux modes de propagation. Pour les basses températures, les phénomènes d'oxydation étant limités, on peut assister à une propagation transgranulaire et cela pour des essais avec temps de maintien. La **figure 162.a** présente la propagation transgranulaire d'une fissure pour un essai conduit à 1.7% à 350°C. Ce mode de propagation peut aussi être observé à chaud lorsque les fréquences de sollicitation sont suffisamment importantes. La fréquence de transition de mécanisme à 600°C est de l'ordre de 1Hz. La **figure 162.b** présente le faciès de rupture de l'éprouvette F23 testée sous air pour une sollicitation à 0.33 Hz. Compte tenu de la fréquence, on observe une propagation mixte à la fois intergranulaire et transgranulaire.

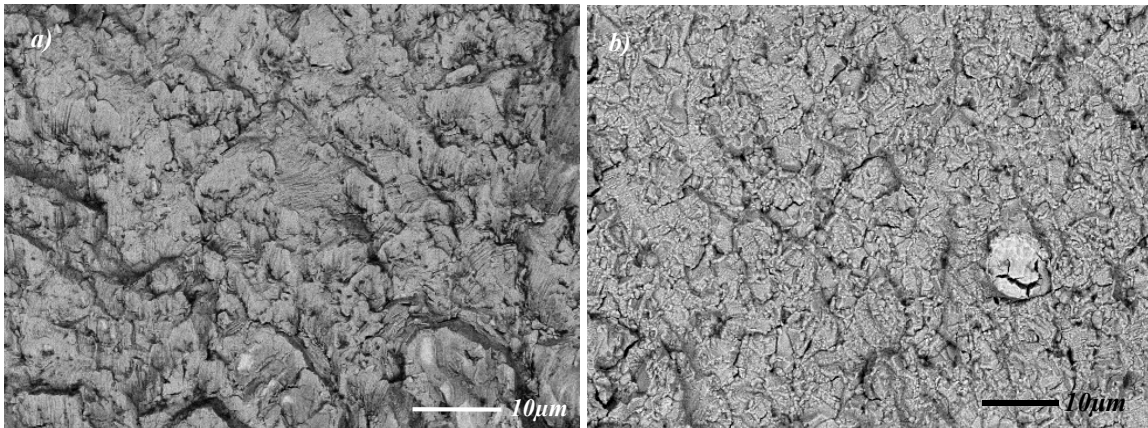


Figure 162: Faciès de surfaces de ruptures observées au MEB de l'éprouvette: a) F24 testée sous air à 350°C avec $R\epsilon=0$, $\epsilon_{max}=1.7\%$ pour des cycles 15.4-90-15.4; b) F24 testée sous air à 600°C, $R=0$, $\epsilon_{max}=0.6\%$ pour des cycles 1.5-1.5.

Enfin, pour une fréquence encore plus faible, comme c'est le cas de la plupart de nos essais, le faciès de rupture est majoritairement intergranulaire, même pour des niveaux de sollicitations importants (1.5%), comme le montre la **figure 163**.

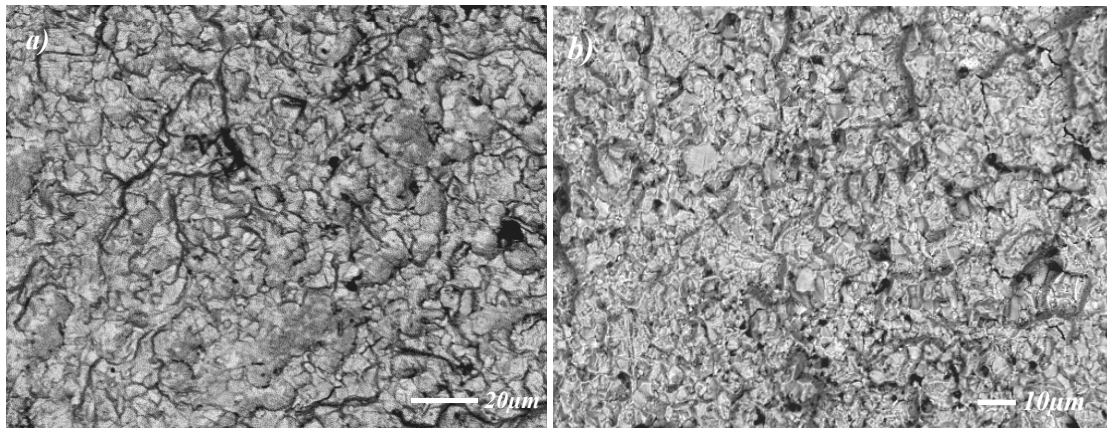


Figure 163: Faciès de surfaces de ruptures observées au MEB de l'éprouvette: a) F22 testée sous air à 600°C avec $R\epsilon=0$, $\epsilon_{max}=1.1\%$ pour des cycles 10-10; b) F34 testée sous air à 600°C, $R=0$, $\epsilon_{max}=1.5\%$ pour des cycles 10-90-10.

6.4.2. MESURES DE VITESSES DE PROPAGATION SUR REPLIQUES

Lors d'un essai de fatigue, on ne constate pas, en général, une seule fissure mais plusieurs. Le nombre de ces fissures est directement relié au niveau de chargement, comme l'illustre qualitativement la **figure 164**.

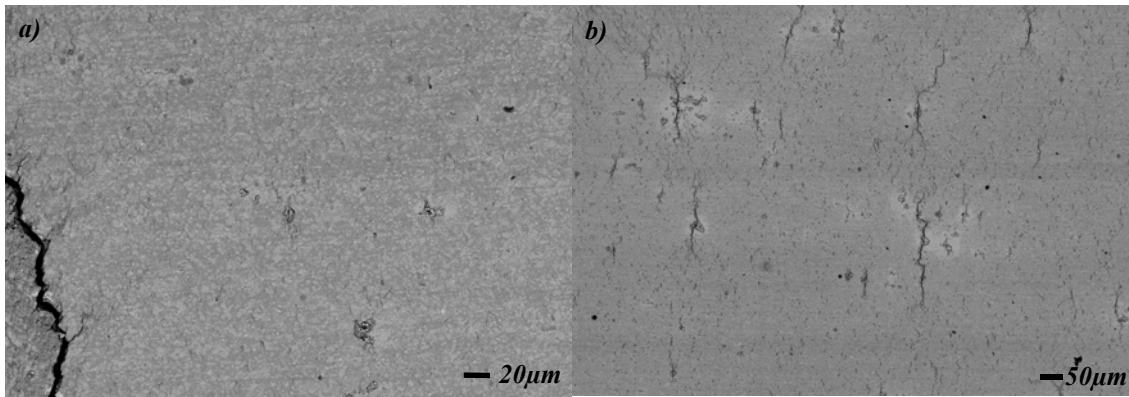


Figure 164: Illustration de la densité de fissures secondaire en fin d'essai de fatigue (l'axe de sollicitation est horizontal): a) pour un essai à 1.1% de déformation b) pour un essai à 1.5% de déformation.

L'étude de cette population de petites fissures permet sans doute l'évaluation des vitesses de propagation correspondantes. Pour cela, des mesures des vitesses de propagation de petites fissures par prises de répliques surfaciques à différentes fractions de la durée de vie ont été réalisées mais ont donné des résultats difficiles à exploiter. Ces résultats donnent un recul statistique sur le propagation des petites fissures mais présentent plusieurs inconvénients :

- ❑ Ils sont lourds à mettre en place et très coûteux en temps. Ils nécessitent le retour de l'éprouvette à température ambiante pour effectuer la prise de réplique, ce qui ne permet qu'une mesure par jour;
- ❑ Compte tenu des hétérogénéités de comportement mécanique et surtout de la répartition des particules dans l'alliage, il est assez difficile de corréliser les résultats entre eux.
- ❑ Un grand nombre d'essais serait nécessaire pour permettre une analyse fine avec ce type de mesure.
- ❑ La fragilité de ces répliques est aussi un paramètre important. Dans notre cas, les répliques sont métallisées mais même dans ces conditions, le faisceau du M.E.B conduit à un endommagement de la réplique lors de l'observation.
- ❑ A faible fraction de durée de vie, la longueur de propagation est négligeable par rapport à la taille de la particule. La mesure est donc fortement dépendante de la taille des particules dans la zone observée.

Plusieurs essais ont tout de même été réalisés et sont présentés ici. La **figure 165.a** présente la longueur de fissures cumulée pour 20 mm² de surface observée en fonction du nombre de cycles normé. Cette longueur peut être considérée comme représentative de l'endommagement subi par l'éprouvette mais semble difficile à relier directement au niveau de chargement. L'orientation de la zone d'observation par rapport au fibrage peut être aussi une source de dispersion dans ce cas. On remarque, tout de même, la forte variation de cette longueur entre 1.1% et 1.25% qui est à relier à la variation de la fraction de particules fissurées en fonction de la contrainte atteinte au premier chargement présenté plus haut. Ces essais donnent, par ailleurs, accès à des tailles moyennes maximales et minimales de fissures. La **figure 165.b** présente ces résultats relevés sur les répliques à différentes fractions de la durée de vie, cela pour trois déformations totales appliquées : 1%, 1.1% et 1.5%.

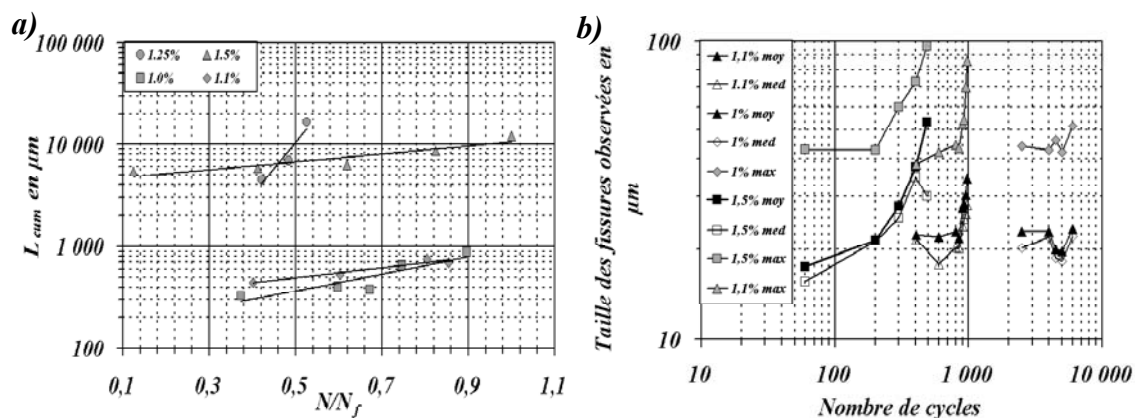


Figure 165: Résultats des mesures de propagation sur répliques: a) longueurs de fissures cumulées; b) longueurs de fissures en fonction du nombre de cycles.

Des histogrammes de tailles de fissures peuvent aussi être obtenus à partir des ces mesures c. f. **figure 166**.

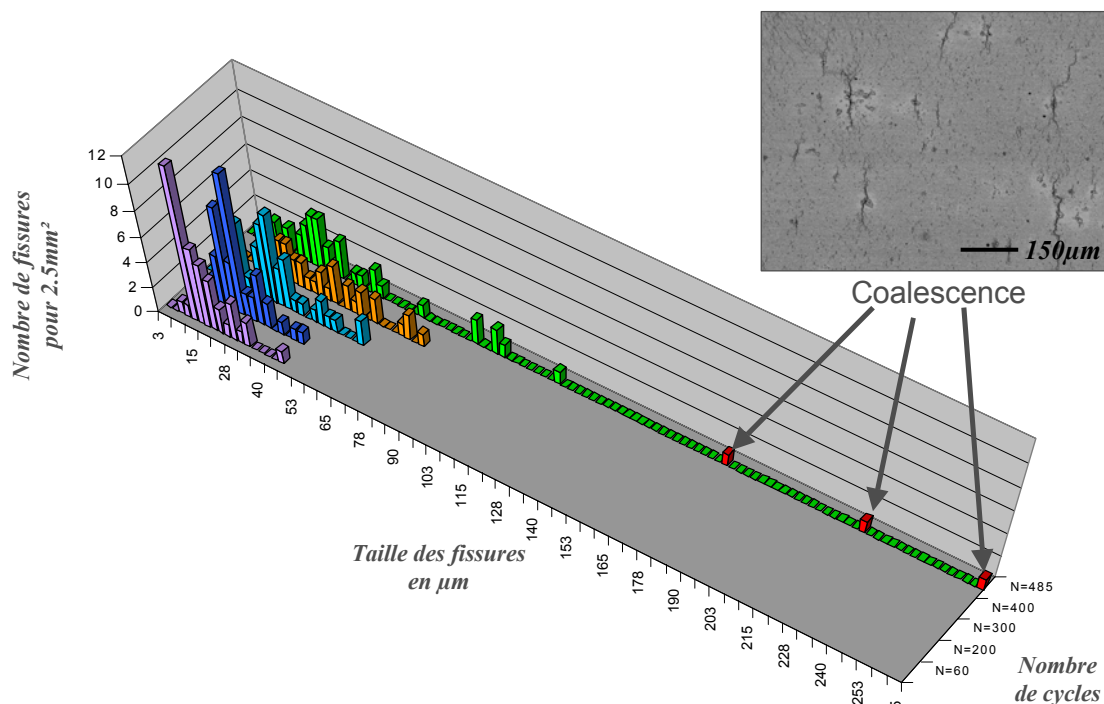


Figure 166: Evolution de l'historgramme de tailles de fissures observées sur répliques en fonction du nombre de cycles pour les conditions d'essai suivantes : 600°C, cycles 10s-90s-10s, $R\epsilon=0$, $\epsilon_{max}=1.5\%$.

Les histogrammes ainsi que les tableaux de mesures sont reportés en **Annexe 6**. L'observation de ces histogrammes a permis de mettre en évidence l'effet de la coalescence des fissures sur la durée de vie en fatigue. On remarque sur cet histogramme au niveau des grands nombres de cycles, le détachement de quelques fissures par coalescence ce qui révèle l'importance de ce phénomène sur la durée de vie en fatigue. Alors que la population moyenne de fissures possède encore une taille relativement faible, ces quelques fissures sont déjà d'une taille suffisante pour conduire rapidement à la rupture de l'éprouvette.

6.4.3. MESURES DE VITESSES DE PROPAGATION A L'AIDE D'UN MICROSCOPE A GRANDE DISTANCE FOCAL (QUESTAR) :

Contrairement aux mesures de vitesses de propagation sur répliques, celles réalisées à l'aide du QUESTAR sur des fissures amorcées sur micro-défauts donnent des résultats plus faciles à interpréter. L'amorçage est, pour ces essais, principalement dépendant de la taille du défaut initial. Les défauts doivent donc avoir une taille suffisante pour que l'amorçage de la fissure principale ait lieu sur ces sites et non sur une particule anormalement grosse. Nous avons tenté de diminuer progressivement la dimension du défaut d'électroérosion jusqu'à de 20 μm pour approcher au mieux la taille des particules rencontrées dans l'alliage. Pour cette taille, les amorçages se sont systématiquement produits sur d'autres sites. Une dimension de micro-défaut de 40-50 μm semble la plus appropriée pour ce type d'essai. En dessous de cette taille, il est difficile de garantir que la fissure principale sera amorcée sur le défaut artificiel. La **figure 167** compare les observations réalisées à 900 cycles à l'aide du QUESTAR à celles effectuées en fin d'essai au MEB (975 cycles). On peut voir une zone perturbée au niveau des pointes de la fissure induites par les zones plastiques. On peut aussi constater pour cet essai des bifurcations de la fissure perceptibles lors du suivi de la longueur de fissure à l'aide du microscope à grande distance focale.

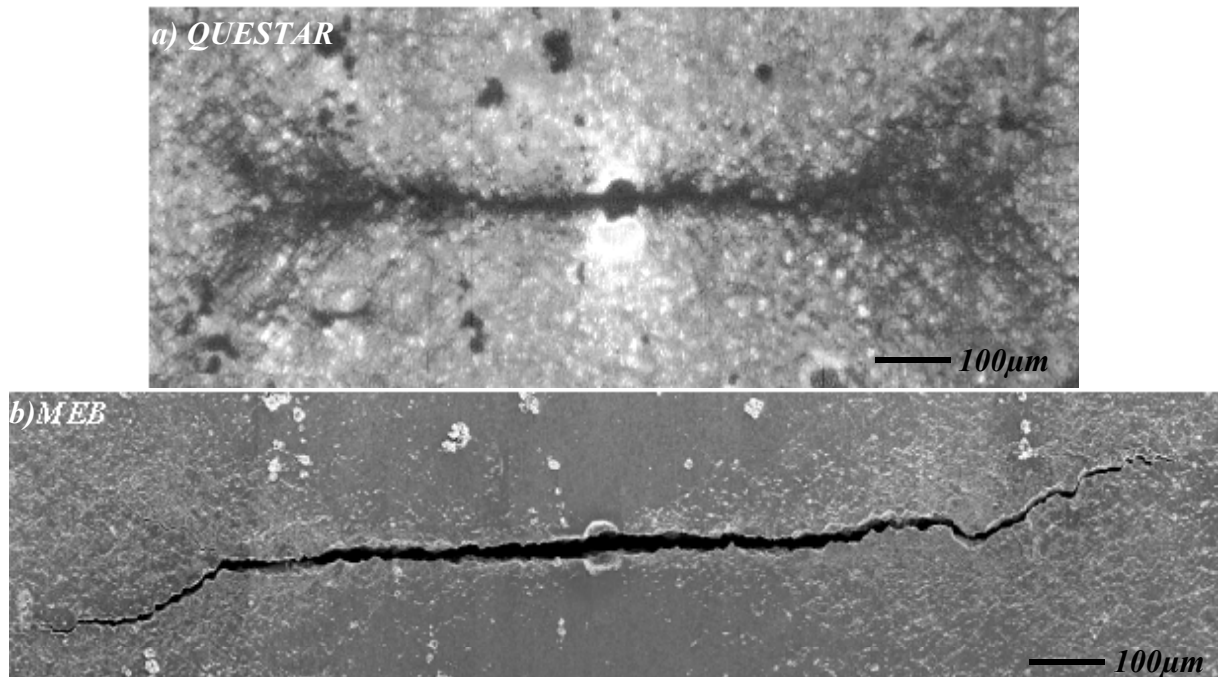


Figure 167: Comparaison de la mesure effectuée au QUESTAR à $N=900$ cycles à celle du MEB à $N=975$ cycles pour l'essai de propagation pour 1.1% de déformation totale à 600°C.

La **figure 168** présente les résultats de longueurs de fissures en fonction du nombre de cycles pour différentes conditions d'essai. Ces points peuvent être ajustés grâce à une fonction exponentielle simple :

$$a = a_0 e^{\alpha N} \quad (31)$$

où a est la taille totale de la fissure, a_0 sa taille initiale, N le nombre de cycles et α un paramètre caractéristique des conditions de chargement. Lorsque ce type de fonction décrit le comportement de fissures, la vitesse de propagation est proportionnelle à la taille de la fissure :

$$\frac{da}{dN} = a_0 \alpha e^{\alpha N} \text{ avec } N = \frac{1}{\alpha} \ln \frac{a}{a_0}$$

$$\text{soit } \frac{da}{dN} = \alpha a \quad (32)$$

La vitesse de propagation peut ainsi dans notre cas être raisonnablement considérée comme proportionnelle à la taille de la fissure. Ce résultat justifie donc l'utilisation du modèle proposé par Tomkins [Tomk68] (c. f. **eq.16**) pour décrire la propagation des fissures en fatigue. Dans ce cas, le paramètre α proposé par Tomkins est de la forme :

$$\alpha = \frac{\pi^2}{8} \frac{\Delta \varepsilon_p \Delta \sigma^2}{(2\bar{T})^2} \left(1 + \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\Delta \sigma}{2\bar{T}} \right)^2 \right) \quad (33)$$

α dépend de l'amplitude de contrainte et de déformation plastique ainsi que d'une contrainte \bar{T} décrivant l'état de contrainte « ultime » dans la zone plastique.

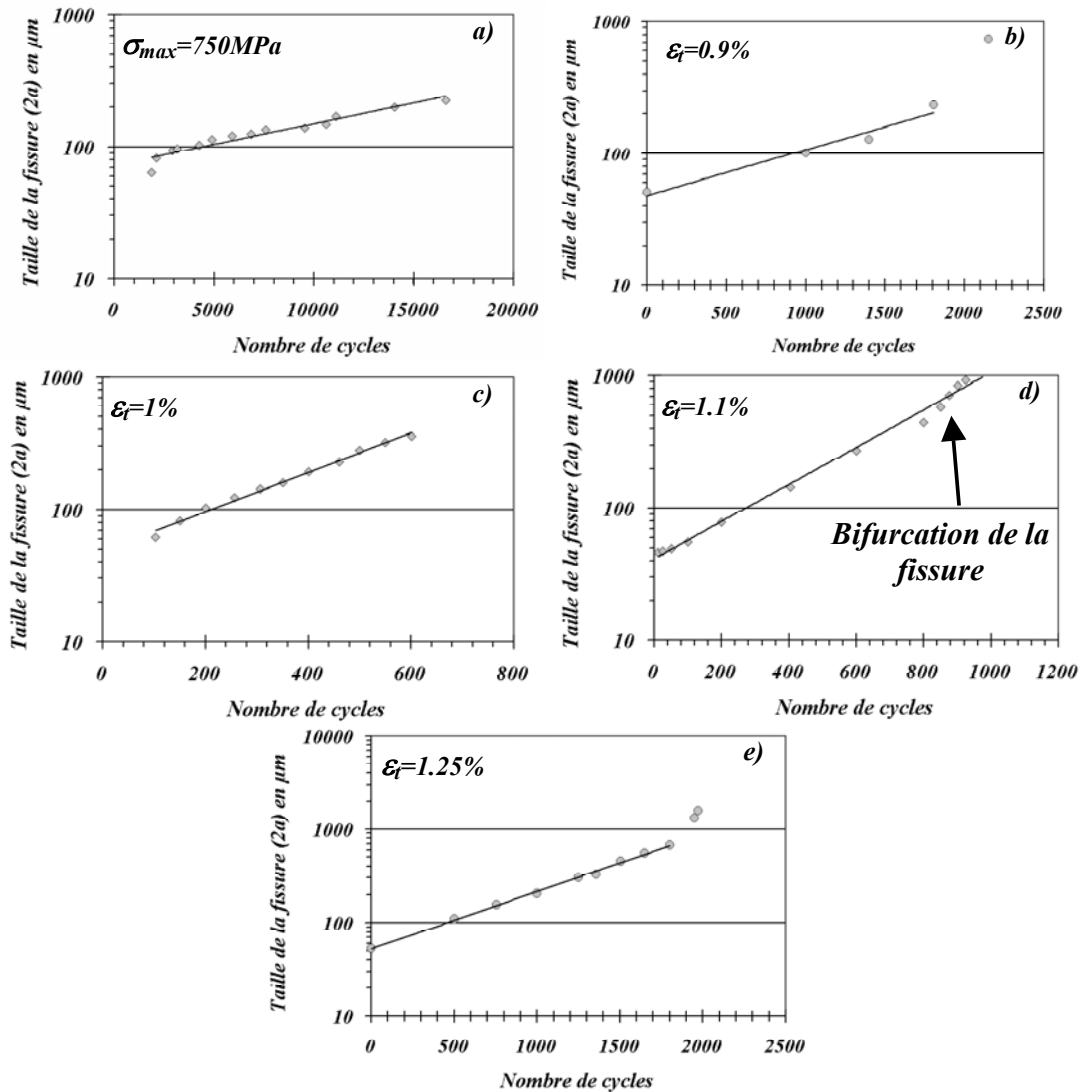


Figure 168: Courbes longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles pour cinq essais de propagation réalisés à 600°C: a) $R\sigma=-1$, $\sigma_{max}=750\text{ MPa}$, cycles 10s-10s; b) $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_t=0.9\%$, cycles 10s-10s ; c) $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_t=1\%$, cycles 10s-10s; d) $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_t=1.1\%$, cycles 10s-90s-10s ; e) $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_t=1.25\%$, cycles 10s-90s-10s.

Ces mesures expérimentales sont ensuite utilisées pour déterminer la valeur du seul coefficient \bar{T} qui sera utilisé par la suite dans le modèle de simulation. Pour nos essais, les paramètres sont présentés dans le **tableau 10** :

	Essai à 0.9%	Essai à 1%	Essai à 1.1%	Essai à 1.25%	Essai à ± 750 MPa
α en cycles ⁻¹	$8*10^{-4}$	$1.4*10^{-3}$	$3.3*10^{-3}$ totale $2.6*10^{-3}$ avant bifurcation	$3.3*10^{-3}$	$7.17*10^{-5}$
$\Delta\epsilon_p$ à $N_f/2$ en %	$\sim 0.044\%$	0.11 à 0.14	0.195	0.302	Pas de mesure $7.45*10^{-3}$ pour $\bar{T}=1075$ MPa $9.4*10^{-3}$ pour $\bar{T}=1170$ MPa
$\Delta\sigma$ à $N_f/2$ en MPa	1560	1635 à 1660	1670	1730	1500
\bar{T} en MPa	900	1075 et 1175	1075	1170	

Tableau 10: Paramètres des essais de propagation de fissures à partir de micro-défauts

L'identification du paramètre \bar{T} a été effectuée sur quatre essais (0.9 ; 1 ; 1.1 ; 1.25%). Pour l'essai à 1.1%, nous avons déterminé ce paramètre sur la première partie de la courbe pour une taille de fissure inférieure à 500 μm . Ce choix est lié à plusieurs facteurs :

- ❑ La reprise d'un essai de fatigue nécessite quelques cycles avant d'obtenir la stabilisation de la boucle de fatigue. En fin d'essai, les mesures doivent être les plus rapprochées possible compte tenu des vitesses de propagation élevées de la fissure. Il faudrait dans ce cas considérer un comportement mécanique transitoire et non stabilisé.
- ❑ En fin d'essai, la déformation plastique et la contrainte évoluent rapidement. L'amplitude de contrainte et de déformation plastique sont trop éloignées de celles mesurées à demi-durée de vie. Il n'est donc pas possible de rendre compte de l'évolution de la vitesse de propagation en utilisant le modèle de Tomkins avec les paramètres de chargement mesurés à demi-durée de vie.
- ❑ Pour une taille de fissure de l'ordre de 1mm, la boucle de fatigue macroscopique n'est plus très représentative de l'état de contrainte et de déformation appliquée à la fissure. Pour ces tailles de fissure, il est de plus délicat de faire la différence entre la pointe de fissure et la zone plastique (c. f. **figure 167.a**).

La valeur du paramètre \bar{T} identifiée semble correcte puisqu'elle doit être du même ordre de grandeur que la contrainte maximale en traction obtenue sur un matériau préalablement sollicité en fatigue. La courbe d'écrouissage cyclique (**eq.28**) peut donc permettre de connaître une valeur approchée de ce paramètre.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^\beta \quad (28)$$

La valeur de \bar{T} peut être considérée comme la valeur de la demi-amplitude de contrainte extrapolée pour une demi-amplitude de déformation plastique correspondant à l'apparition de la striction. Le coefficient β étant relativement faible (0.04) la valeur de cette contrainte est du même ordre de grandeur que k (1150 MPa pour une déformation à striction de 5% et 1180 MPa pour 10%).

L'essai réalisé à 0.9% conduit à une valeur de \bar{T} sensiblement plus faible. La propagation de la fissure a été plus rapide pour cet essai que pour les autres. Cet effet est sans doute à attribuer à un effet de contrainte moyenne non négligeable dans ce cas. Pour cet essai, la déformation plastique appliquée s'est révélée insuffisante pour symétriser les boucles de fatigue. L'effet d'une contrainte moyenne conduit à des vitesses de propagation plus importantes pour une même amplitude de déformation plastique et de contrainte, seule la valeur de \bar{T} permet d'ajuster la vitesse calculée.

Pour l'essai à ± 750 MPa, la démarche est inverse : la vitesse de propagation, ainsi que l'amplitude de contrainte, sont connues et c'est dans ce cas l'amplitude de déformation plastique qui ne l'est pas. Il est possible d'estimer l'amplitude de déformation plastique à partir de la courbe d'écrouissage cyclique et de calculer la valeur du paramètre \bar{T} . Cette méthode s'applique mal dans ce cas, le type de loi utilisé n'étant pas adapté pour décrire de si faibles déformations plastiques. En revanche, il est possible de fixer la valeur de \bar{T} et de déduire à l'aide de l'expression de Tomkins l'amplitude de déformation plastique. Cette démarche a été appliquée pour deux valeurs de \bar{T} (1075 MPa et 1170 MPa). Les valeurs d'amplitude de déformation plastique obtenues reportées dans le **tableau 10** semblent cohérentes avec le niveau de chargement de cet essai.

6.4.4. INTERACTIONS ENTRE FISSURES

6.4.4.1. Fissures colinéaires

Un essai de coalescence sous air à partir de 4 micro-défauts d'électroérosion colinéaires a permis d'observer la coalescence des fissures. Pour cet essai, quatre défauts d'électroérosion ont été implantés. La coalescence des fissures amorcées à partir des micro-défauts d'un même couple de défauts a tout d'abord été observée. L'alignement des défauts n'étant pas parfait, la coalescence des fissures a été assez longue. Les fissures se sont tout d'abord superposées puis raccordées en un ou deux points. La **figure 169** présente deux micrographies caractéristiques de la coalescence des petites fissures pour un des couples de micro-défauts. Dans ce cas, la coalescence a été rapide dès le cycle 2600 et les fissures étaient coalescées sans chevauchement important (un chevauchement des fissures a tout de même été observé par la suite).

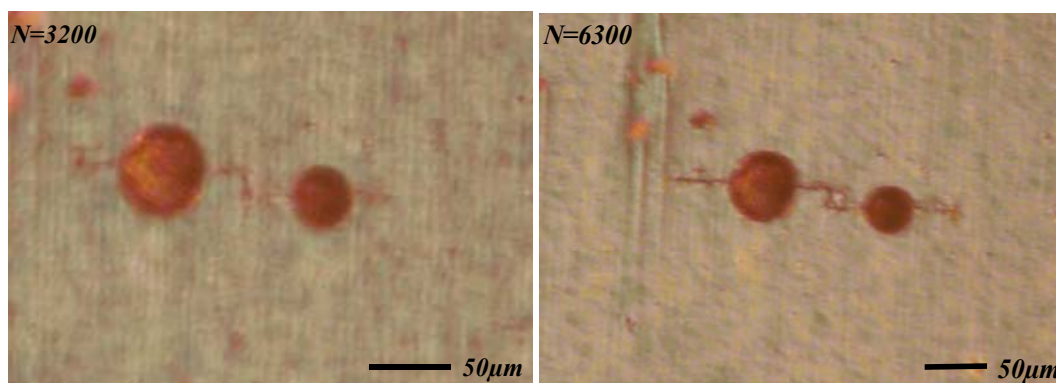


Figure 169: Observation de la coalescence du couple de fissures gauche à 3200 et 6300 cycles.

La **figure 170** présente la coalescence de l'autre couple de fissures. Pour ce couple de défauts, une réelle superposition des fissures a été observée avant coalescence. On peut supposer que, dans ce cas, les fissures étaient à une distance trop importante pour pouvoir interagir directement.

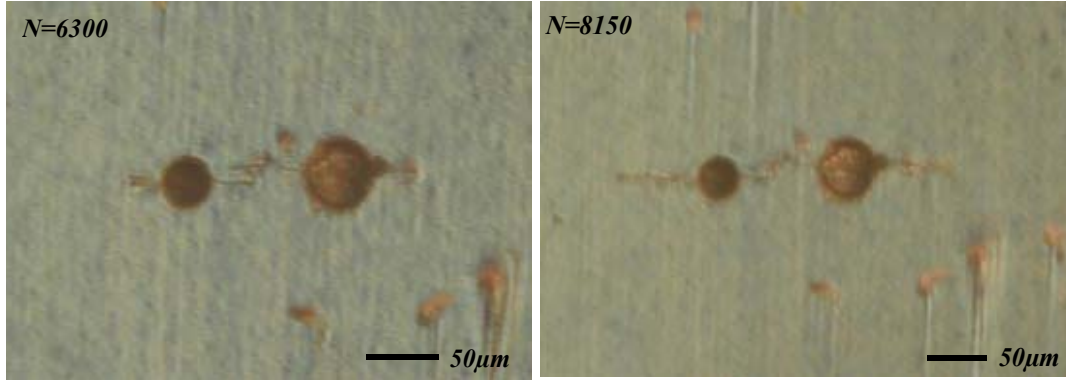


Figure 170: Observation de la coalescence du couple de fissures droite à 6300 et 8150 cycles

Si la coalescence se produit lorsqu'il y a interaction entre les zones plastiques de deux fissures, ces mesures peuvent permettre d'estimer une taille de zone plastique. On supposera ici que la taille de la zone plastique peut être définie à l'aide du modèle proposé par Dugdale déterminé en contrainte plane. Dans ce modèle, la taille de la zone plastique, D_{DB} est proportionnelle à la longueur de fissures et suit l'expression suivante:

$$D_{DB} = \left[\frac{1}{\cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\bar{T}_{zp}}\right)} - 1 \right] a \quad (34)$$

La coalescence s'est produite pour une taille de lobe plastique (à 60°), de l'ordre de 27% de la taille de fissure. Le paramètre \bar{T}_{zp} serait, dans ce cas, de l'ordre de 1770 MPa.

La **figure 171** présente une micrographie caractéristique obtenue à 9600 cycles pour cet essai. Les conventions qui seront utilisées par la suite y sont représentées.

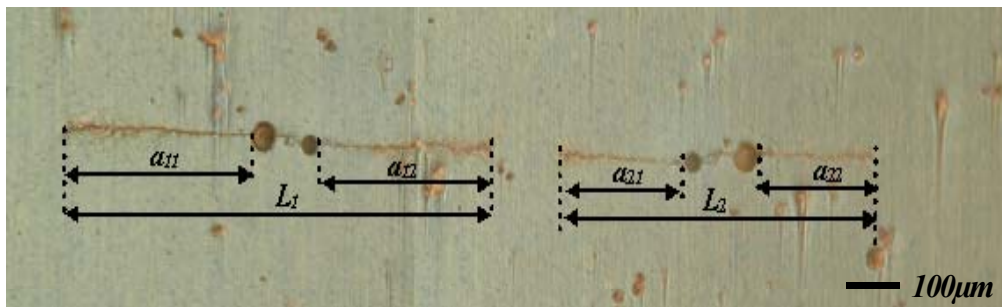


Figure 171: Observation de la coalescence de fissures à l'aide d'un microscope à grande distance focale pour un essai réalisé à 600°C , pour un chargement de 750 MPa avec $R\sigma=-1$ à $N=9600$ cycles.

Les deux couples de micro-défauts ayant coalescé, il a été ensuite possible de suivre l'évolution du ligament en fonction du nombre de cycles. La **figure 172** présente ces observations. On constate sur cette figure à 9650 cycles une intensification des zones plastiques en pointe de chaque fissure. Puis, lorsque les quatre lobes plastiques sont reliés, cette zone est ensuite très fortement déformée jusqu'à l'obtention d'une fissure unique.

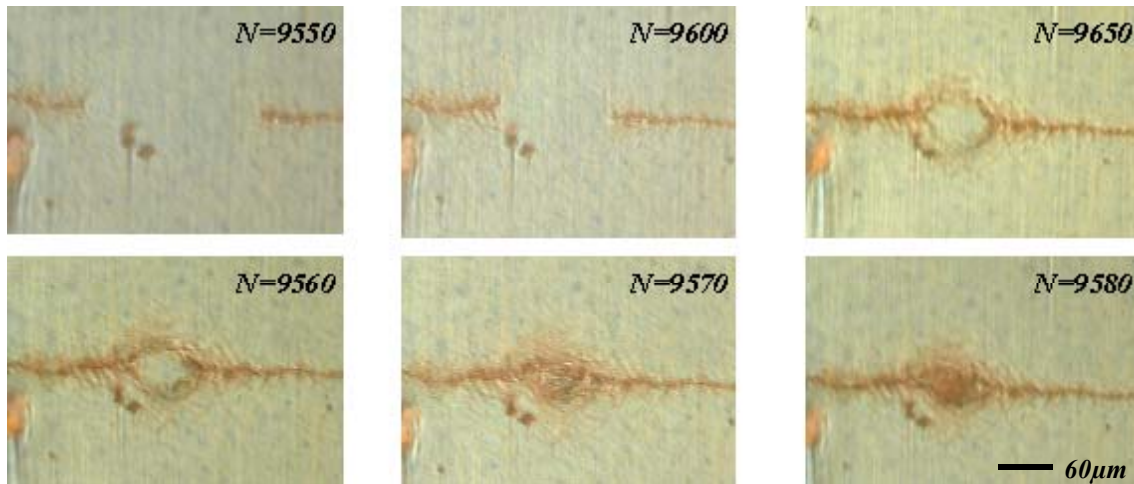


Figure 172: Observation du ligament pendant la coalescence des fissures pour un essai réalisé à 600°C pour un chargement de 750 MPa avec $R\sigma=-1$.

Il est aussi possible de tracer l'évolution des longueurs des fissures gauches et droites en fonction du nombre de cycles mais aussi de dissocier l'extrémité droite de l'extrémité gauche pour chaque fissure. L'évolution de ces différentes longueurs est présentée à la **figure 173**. La coalescence a un effet visible sur les vitesses de propagation à partir de 9550 cycles. Il est alors possible de mesurer la taille du ligament, comme dans le cas précédent. La coalescence a une incidence sur les vitesses de propagation pour une taille de ligament de l'ordre de 190 μm soit 27% de la longueur cumulée des fissures, $L_1/2 + L_2/2$. Cette interaction n'est visible optiquement qu'à partir de 9650 cycles et dans ce cas, la taille du ligament n'est plus que de 10% de la taille des fissures. En basant notre critère de coalescence sur les tailles de zones plastiques (à 60°), on obtient des tailles de zones plastiques comprises entre 54 et 20% de la taille des fissures, soit d'après le modèle proposé par Dugdale un paramètre \bar{T}_{zp} compris entre 1350 MPa et 2000 MPa. La valeur minimale de \bar{T}_{zp} , 1350 MPa associée à la détection de l'effet de la coalescence sur la vitesse de propagation est assez proche de celle de \bar{T} mesurée en propagation (1170 MPa et 1075 MPa). La valeur de \bar{T}_{zp} , 2000 MPa calculée à l'apparition des lobes plastiques est en revanche trop élevée et ne représente probablement qu'une partie des zones plastiques.

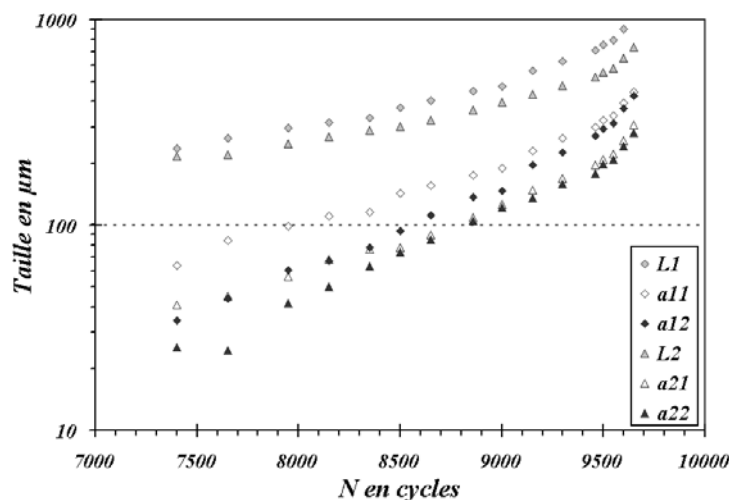


Figure 173: Evolution des dimensions caractéristiques de deux fissures en fonction du nombre de cycles pour un essai réalisé à 600°C pour un chargement de 750 MPa avec $R\sigma=-1$.

L'observation du faciès de rupture de l'éprouvette après essai présenté à la **figure 174** permet de voir clairement la différence de tailles de fissure. La fissure gauche possède une taille supérieure à celle de droite. On note par ailleurs une asymétrie importante de la fissure de gauche. Elle ne peut pas être due à la coalescence puisque la fissure droite ne présente pas ce phénomène. L'asymétrie a probablement été occasionnée par la présence d'un nitrure à proximité du plus petit défaut d'électroérosion du micro-défaut de droite de la fissure gauche. Ce nitrure a donc contribué à la formation rapide d'une fissure de taille importante.

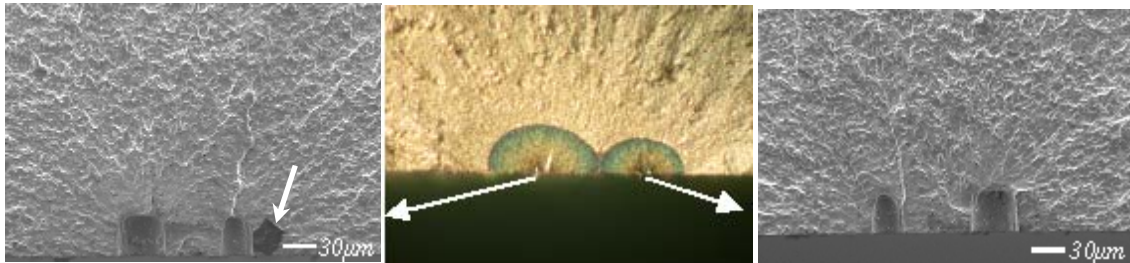


Figure 174: Observation du faciès de rupture de l'éprouvette F111 possédant 4 micro-défauts.

6.4.4.2. Fissures superposées

L'essai réalisé sur une éprouvette présentant deux défauts superposés n'a pas donné lieu à une rupture sur l'un de ces défauts. Lors de l'essai, nous avons constaté une rapide progression de la fissure, puis un ralentissement, voire un arrêt de celle-ci. La **figure 175** présente les courbes taille de fissures en fonction du nombre de cycles et les compare à l'essai réalisé dans les mêmes conditions sur une éprouvette ne présentant qu'un seul défaut. On remarque sur ces courbes une croissance assez rapide de la fissure, puis un ralentissement. L'erreur de mesure pour de si petites tailles de fissures étant assez importante, il est difficile de déterminer si celles-ci sont arrêtées ou si elles se propagent encore très lentement.

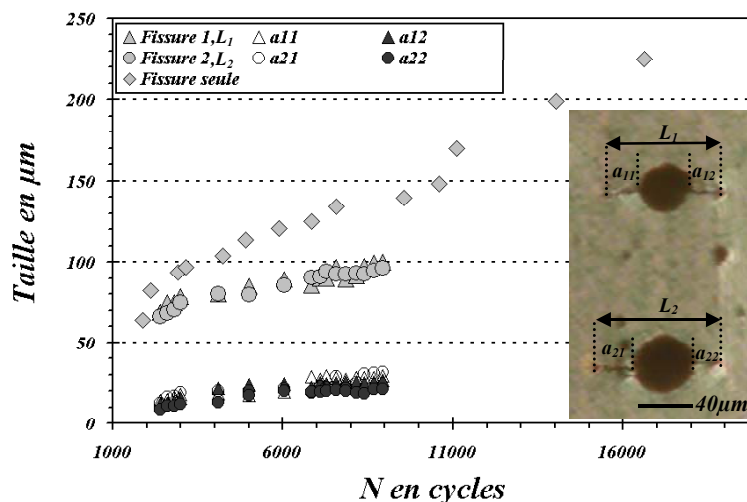


Figure 175: Courbes tailles de fissures en fonction du nombre de cycles, cas de la fissure seule et de deux fissures superposées, essais réalisés à 600°C avec $R\sigma=-1$ et $\sigma_{max}=750$ MPa.

La rupture de cette éprouvette s'étant produite à chaud sur un autre site d'amorçage que nos deux défauts implantés artificiellement, nous avons propagé les fissures amorcées sur ces défauts en flexion trois points à température ambiante. La **figure 176** présente les observations réalisées au MEB du faciès de rupture. On constate une propagation de la fissure plus importante en surface qu'à cœur. Il est difficile, compte tenu de la faible distance de propagation en dehors de la zone d'influence du défaut initiale, de quantifier un quelconque effet d'écran à partir de cet essai. On peut tout de même noter que les vitesses de propagation

sont inférieures à celles obtenues pour une fissure unique dans les mêmes conditions de sollicitation (essai présenté précédemment **figure 167.a**). Cet écart pourrait, également, être associé aux hétérogénéités de comportement.

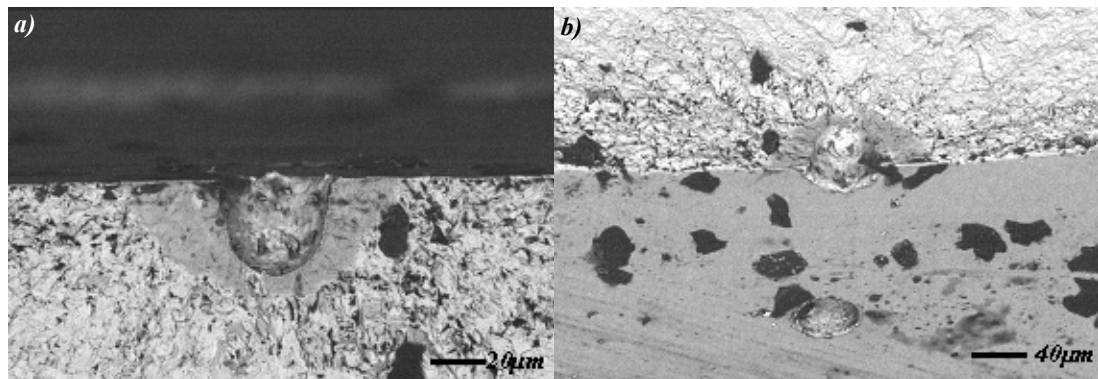


Figure 176: Observation au MEB de la surface de rupture de l'éprouvette présentant deux défauts superposés: a) vue d'un des micro-défauts et de la zone de propagation ; b) vue avec une inclinaison de l'éprouvette permettant l'observation du second défaut.

Un autre point est tout de même soulevé par cet essai. La vitesse de propagation de la fissure a tout d'abord été « rapide » pour finir très lentement comme le montre la **figure 177**. On peut s'interroger sur la nature de cette chute de la vitesse de propagation. Le comportement de ces fissures pourrait facilement être associé à la propagation de fissures microstructuralement petites. Elles se propagent rapidement lorsqu'elles ne rencontrent pas d'obstacles et sont arrêtées lorsque une barrière se présente devant elles. Dans notre cas, il est plus probable que ce phénomène soit lié à la forme du défaut initial. En effet, en début d'essai le front de fissure présente un rapport de forme c/a proche de 2. En fin d'essai, il atteint une valeur voisine de 0.8. Le front de fissure a donc évolué tout au long de l'essai. Ces observations sont cohérentes avec les observations de Pineau [Pineau86] sur les fissures 3D évoquées précédemment. Ces mesures de longueurs de fissures peuvent aussi être représentées par deux régimes distincts. Le premier est celui partant de la taille du défaut 3D initial et permettant d'atteindre un front de fissure stabilisé. Lorsque le front de fissure se rapproche de sa forme d'équilibre la fissure passe dans un second régime avec cette fois, des vitesses de propagation plus faibles. La **figure 177** présente ces deux régimes identifiés sur la courbe tailles de fissures en fonction du nombre de cycles.

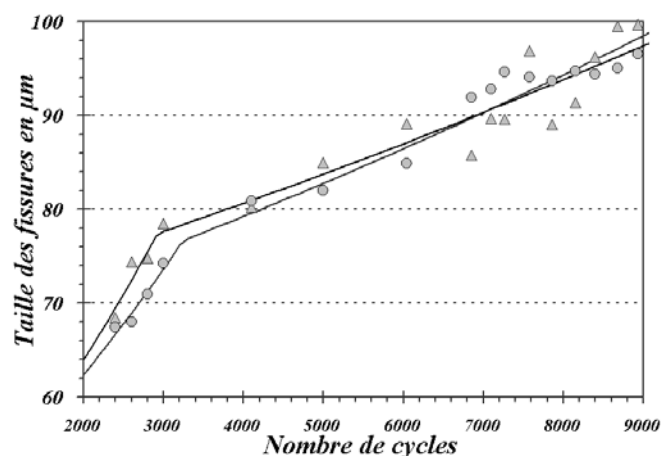


Figure 177: Résultats des mesures d'interaction de deux fissures superposées illustrant deux régimes de propagation.

Résumé :

Les résultats expérimentaux obtenus lors de cette étude peuvent être classés selon deux grandes familles qui seront détaillées par la suite : les essais de caractérisation du comportement général et les essais d'identification du modèle.

Un disque de turbine en alliage 718DA n'a pas un comportement homogène dans sa section. L'analyse de la microstructure peut être considérée uniquement comme un indicateur de comportement. Les durées de vie obtenues en fatigue sont essentiellement liées à des amorçages sur particules. Ces amorçages ont des positions sur la surface de l'éprouvette souvent associées à une orientation du fibrage favorisant les vitesses de propagation importantes.

Les carbures et nitrures surfaciques sont des particules directement et indirectement sensibles aux effets de l'oxydation entre 550 et 650°C. L'amorçage sur ces particules se produit au passage d'une contrainte seuil. Une probabilité de rupture des carbures a pu être associée au niveau de contrainte atteint. La durée de vie pouvant alors se calculer en propagation, des mesures de vitesses de propagation de petites fissures ont été effectuées. Ces mesures obtenues sur petites fissures peuvent être comparées à celles obtenues sur fissures longues. Quelques essais d'interaction de petites fissures ont permis l'observation de la coalescence de fissures et l'estimation de la taille de zone plastique.

L'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique dans l'alliage 718DA peut être considéré comme instantané lorsqu'il se produit sur particules. La durée de vie peut donc se calculer uniquement en propagation. Les résultats d'amorçage et de propagation présentés dans cette partie constituent la base de la modélisation présentée par la suite.

BIBLIOGRAPHIE

- [Clavel80] M. Clavel, Fatigue plastique et fissuration de deux alliages durcis par des précipités cohérents, étude comparative des mécanismes, Thèse de doctorat, Université de Poitiers UER-ENSMA, (1980).
- [Conno03] T. Connolley, P. A. S. Reed, J. M. Starink, Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel 718, Materials Science and Engineering A, Vol. 340 n°1-2, (2003), pp. 139-154.
- [Hyzak82a] J. M. Hyzak and I. M. Bernstein, The Effect of defects on the fatigue crack initiation process in two P/M superalloys : Part I. Fatigue origins, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, (1982), pp. 33-43.
- [Molins97b] R. Molins, J. C. Chassaigne and E. Andrieu, Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms, Materials Science Forum, Vol. 251-254, (1997), pp. 445-452.
- [Pon01] S. Ponnelle, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effet de microstructures et de chargements complexes, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).

Partie C : Simulation

MODELE DETERMINISTE.....	157
7.1. AMORÇAGE.....	157
7.1.1. <i>Amorçage en Stade I :</i>	158
7.1.2. <i>Amorçage sur particules</i>	158
7.1.3. <i>Critère de transition & prédiction de durée de vie</i>	159
7.2. RESULTATS DU MODELE.....	161
7.2.1. <i>Paramètres du modèle</i>	161
7.2.2. <i>Effet de la taille de grain</i>	162
7.2.3. <i>Cas de l'alliage DA</i>	163
BIBLIOGRAPHIE.....	167
MODELE PROBABILISTE.....	169
8.1. AMORÇAGE SUR PARTICULES.....	169
8.1.1. <i>Probabilité de rupture des particules :</i>	169
8.1.2. <i>Taille des particules :</i>	171
8.2. SIMULATION PROBABILISTE SANS COALESCENCE.....	174
8.3. SIMULATION 2D DE LA COALESCENCE.....	181
8.3.1. <i>Simulation de la répartition des carbures dans l'alliage 718 :</i>	181
8.3.2. <i>Modèle de coalescence :</i>	184
8.3.3. <i>Résultats du modèle</i>	186
8.3.3.1. <i>Effet d'échelle :</i>	186
8.3.3.2. <i>Effet du fibrage :</i>	189
BIBLIOGRAPHIE.....	195

MODELE DETERMINISTE

MODELE DETERMINISTE.....	157
7.1. AMORÇAGE.....	157
7.1.1. <i>Amorçage en Stade I :</i>	158
7.1.2. <i>Amorçage sur particules</i>	158
7.1.3. <i>Critère de transition & prédiction de durée de vie</i>	159
7.2. RESULTATS DU MODELE.....	161
7.2.1. <i>Paramètres du modèle</i>	161
7.2.2. <i>Effet de la taille de grain</i>	162
7.2.3. <i>Cas de l'alliage DA</i>	163
BIBLIOGRAPHIE.....	167

MODELE DETERMINISTE

Le modèle de durée de vie déterministe, noté D et proposé dans cette partie a deux objectifs principaux. Le premier est de rendre compte des transitions de mécanisme d'amorçage lorsque la taille de grain évolue. Il doit aussi permettre de prévoir les durées de vie expérimentales pour l'alliage 718DA obtenues dans le cadre de cette étude.

7.1. AMORÇAGE

Le modèle de durée de vie proposé est basé sur la compétition entre deux types d'amorçage présentés schématiquement à la **figure 178**. Sur cette figure est représentée une coupe schématique d'une éprouvette de fatigue dans laquelle sont présentés des grains et une seule particule débouchant en surface. Deux cas extrêmes peuvent être distingués :

- ❑ un amorçage sur grain en stade I (c. f. **figure 178.a**) dont la cinétique est dépendante de la taille de grain et de l'amplitude de déformation plastique. Dans ce cas, on admettra que la taille de la fissure à amorçage est la taille de grain de l'alliage. Cette situation est celle rencontrée lorsque la taille de grain, d est importante devant celle des particules;
- ❑ un amorçage sur particules produit au premier quart de cycle en fatigue au passage d'une contrainte seuil (c. f. **figure 178.b**). La valeur de ce seuil est supposée constante dans ce modèle D et de l'ordre de 1200-1250 MPa à température ambiante et proche de 1100-1150 MPa à 600°C (c. f. **figure 151**). La taille de la fissure à l'amorçage est la taille de la particule considérée. Cette configuration correspond au cas où la taille des particules est comparable à celle du grain.

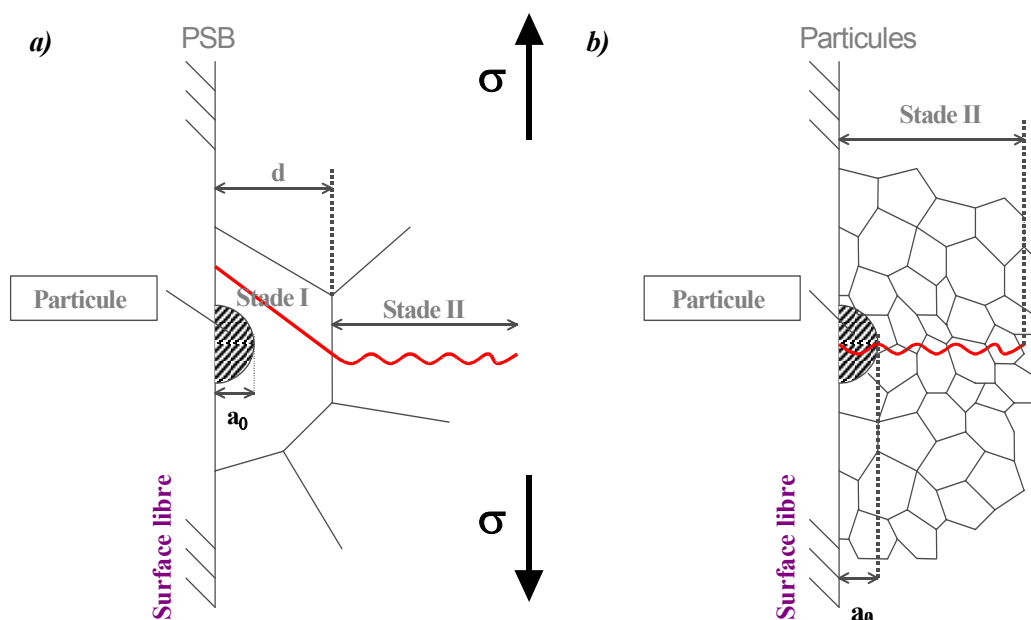


Figure 178 : Représentation schématique des deux mécanismes d'amorçage sur grains(a) et sur particules(b).

7.1.1. AMORÇAGE EN STADE I :

Le nombre de cycles à l'amorçage, correspondant à cette situation est calculé à l'aide d'un modèle développé à partir de celui proposé par Tanaka & Mura [**Tana81**] (**eq.10**). On rappelle que le nombre de cycles à l'amorçage en Stade I, N_i , est défini par l'expression suivante :

$$N_i = \frac{1}{d} \frac{A_{stadeI}}{(\Delta \varepsilon_p)^2} \quad (35)$$

où A_{stadeI} est une constante, $\Delta \varepsilon_p$ l'amplitude de déformation plastique et d la taille de grain.

Très peu d'essais de durée de vie ont donné lieu à des amorçages en stade I. Il est de ce fait impossible d'identifier précisément la valeur de cette constante, A_{stadeI} . La valeur sera donc ajustée à l'aide des résultats obtenus par V. Zerrouki [**Zerr00**] sur la base des essais réalisés par SNECMA Moteurs. Rappelons que cette base a été établie dans le domaine de température compris entre 350°C et 550°C. On admettra que cette base de donnée peut également être utilisée à 600°C. La constante d'amorçage a donc été fixée pour permettre de rendre compte des abattements de durée de vie associés aux amorçages sur particules. La valeur retenue pour la constante A_{stadeI} sera présentée par la suite

7.1.2. AMORÇAGE SUR PARTICULES

On a montré que l'amorçage sur particule est instantané. Il se produit au premier quart de cycle en fatigue au passage d'une contrainte seuil qui a été estimée à 1100-1150 MPa pour une température de 600°C (c.f. **figure 151**). Cette contrainte d'amorçage est considérée indépendante de la taille de la particule et de son voisinage. Une particule appartenant à un amas aura un seuil d'amorçage identique à celui d'une particule isolée.

La **figure 179** présente plusieurs courbes de traction cyclique et monotones obtenues à 600°C. Les courbes de traction monotones sont représentées pour les trois tailles de grain étudiées : l'alliage DA (5-10 μm), 40 μm et 150 μm . Pour l'alliage 718 DA, la courbe de traction cyclique, relevée à demi-durée de vie pour $R\varepsilon=0$ est aussi reportée sur cette figure. En faisant apparaître sur cette courbe le seuil de fissuration des particules (on prendra ici la valeur minimale citée précédemment : 1100 MPa) on obtient :

- ❑ Pour l'alliage 718DA, un seuil équivalent en déformation totale appliquée très proche de 0.75%. Pour cette déformation totale appliquée, en se reportant sur la courbe cyclique, il est possible de déterminer une demie amplitude de contrainte cyclique seuil, ~625 MPa. Pour l'alliage 718DA, tous les essais menés pour une déformation totale inférieure à 0.75% ou tels que la demie amplitude de contrainte à demi-durée de vie soit inférieure à 625 MPa amorceront donc en stade I.
- ❑ Pour l'alliage dont la taille de grain est de 40 μm , le seuil de fissuration n'est dépassé que pour des déformations supérieures à 0.88%. Pour cette taille de grain, l'amorçage sur particules ne pourra être constaté qu'au-dessus de ce niveau de déformation total. On suppose ici que la contrainte seuil de fissuration des particules est indépendante de la taille de grain, ce qui n'est pas tout à fait le cas. La **figure151** montre en effet que ce seuil diminue avec la limite d'élasticité.

- Enfin, pour l'alliage de 150 μm de taille de grain, ce seuil n'est pas dépassé et, de ce fait, aucun amorçage sur particules ne peut être constaté. Comme dans le cas précédent, cette démarche suppose que la contrainte seuil soit indépendante de la taille de grain.

Dans cette approche, les hétérogénéités de comportement en traction ne sont pas prises en compte. La courbe de traction monotone a été considérée unique et indépendante de la zone de prélèvement. Les hétérogénéités induisent cependant une certaine dispersion de cette valeur de seuil (c. f. *figure 151*).

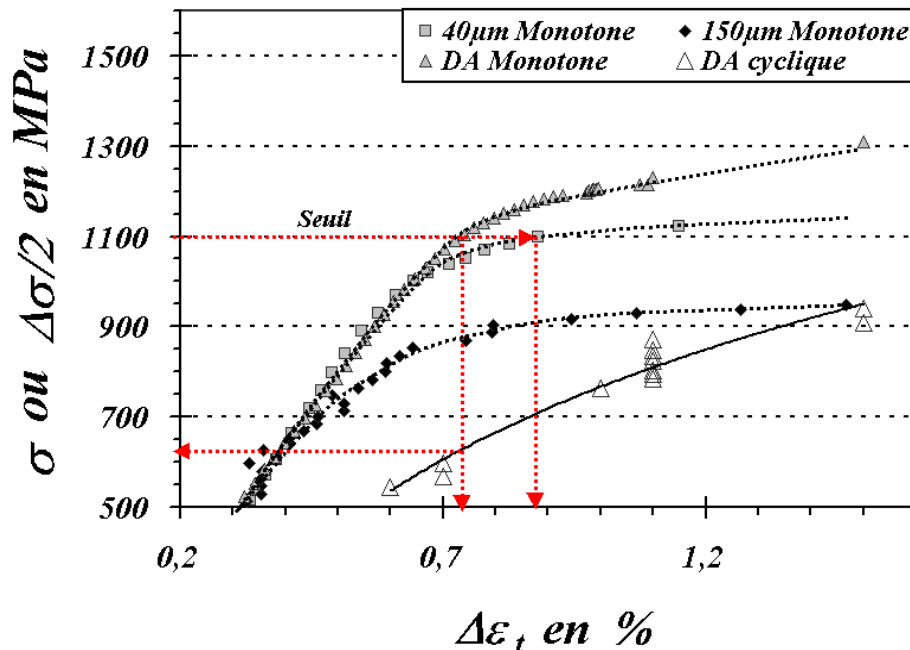


Figure 179 : Présentation des courbes de traction monotone à 600°C pour trois tailles de grain (DA, 40 μm et 150 μm) et de la courbe de traction cyclique obtenue à 600°C pour $R\epsilon=0$.

Pour la quasi totalité des essais réalisés au Centre des Matériaux, des amorçages sur particules ont été constatés. Ce constat s'applique à une gamme de déformation totale allant de 0.6% à 1.5% à 600°C et pour un rapport de déformation nul. Pour le plus faible niveau de sollicitation, l'amorçage s'est produit sur une particule interne. Ce type d'amorçage n'est pas pris en compte par ce modèle. La prédiction de transition d'amorçage sur particules surfaciques vers internes fait appel à des approches probabilistes du même type que celle présentée précédemment.

Pour les amorçages sur particules, il est donc possible de prédire directement la durée de vie de ces éprouvettes en calculant à l'aide du modèle de Tomkins le nombre de cycles nécessaire pour propager une fissure depuis la taille du site d'amorçage jusqu'à la rupture.

7.1.3. CRITERE DE TRANSITION & PREDICTION DE DUREE DE VIE

La prédiction de la transition de mécanisme d'amorçage nécessite une connaissance de la cinétique d'amorçage pour les deux mécanismes cités plus haut mais aussi une bonne prédiction des vitesses de propagation de fissures. Le modèle de propagation utilisé est celui proposé par Tomkins [Tomk68] dont l'identification des paramètres est présentée dans la partie précédente (c. f. *tableau 10*). La durée de vie, lors d'un amorçage sur particule, est

uniquement passée à propager une fissure de la taille de la particule considérée jusqu'à la taille à rupture. Le nombre de cycles à rupture, N_f , est donc défini par l'expression suivante :

$$N_f = \frac{\ln\left(\frac{a_c}{a_0}\right)}{\frac{\pi^2}{8} \frac{\Delta \varepsilon_p \Delta \sigma^2}{(2\bar{T})^2} \left(1 + \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\Delta \sigma}{2\bar{T}}\right)^2\right)} = \ln\left(\frac{a_c}{a_0}\right) \frac{1}{\alpha} \quad (36)$$

où a_0 est la taille de la particule ayant donné lieu à l'amorçage, a_c la taille de la fissure de fatigue en fin d'essai et α la variable de propagation.

Pour le cas d'un amorçage sur grain, la durée de vie est composée d'un amorçage en stade I d'une fissure de la taille du grain puis de la propagation de cette fissure jusqu'à la taille à rupture. Le nombre de cycles à rupture est donc défini par l'expression suivante :

$$N_f = \ln\left(\frac{a_c}{d}\right) \frac{1}{\alpha} + \frac{1}{d} \frac{A_{stadel}}{(\Delta \varepsilon_p)^2} \quad (37)$$

où d est la taille de grain, a_c la taille de la fissure de fatigue en fin d'essai.

La transition entre ces deux mécanismes a lieu lorsque :

- ❑ la contrainte au premier chargement passe en dessous du seuil de fissuration des particules (fixé dans ce modèle à 1100-1150 MPa).
- ❑ la taille de grain est supérieure à la taille des particules et la durée de vie obtenue pour un amorçage sur grain est égale à celle obtenue pour les amorçages sur particules. Le mode d'amorçage est défini par la compétition entre le nombre de cycles pour propager une fissure amorcée sur une particule de taille de la particule, a_0 à la taille de grain, d , et le nombre de cycles à l'amorçage sur un grain de taille, d . Il y a transition lorsque l'égalité suivante est vérifiée :

$$\ln\left(\frac{d}{a_0}\right) \frac{1}{\alpha} = \frac{1}{d} \frac{A_{stadel}}{(\Delta \varepsilon_p)^2} \quad (38)$$

Si le nombre de cycles à l'amorçage sur grain est supérieur au nombre de cycles pour propager la fissure de la taille des particules à la taille de grain, l'amorçage se produit sur les particules. Dans le cas contraire, l'amorçage se produit en stade I.

La durée de vie en fatigue peut être définie de manière générale par l'expression suivante :

$$N_f = \min \left[\ln\left(\frac{a_c}{d}\right) \frac{1}{\alpha} + \frac{1}{d} \frac{A_{stadel}}{(\Delta \varepsilon_p)^2} ; \ln\left(\frac{a_c}{a_0}\right) \frac{1}{\alpha} \right] \quad (39)$$

L'utilisation de la courbe d'écrouissage cyclique (**eq.28**) permet de simplifier l'expression de α en ne gardant que l'amplitude de contrainte ou l'amplitude de déformation plastique comme paramètre de chargement.

7.2. RESULTATS DU MODELE

7.2.1. PARAMETRES DU MODELE

La courbe d'écrouissage cyclique est connue (c.f. **eq.28-29**). On rappelle que dans l'expression **28**, seul le paramètre k varie avec la taille de grain. On utilisera l'expression identifiée précédemment pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} proche de nos conditions expérimentales et qu'on rappelle ci-dessous :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^\beta$$

avec

$$k = \frac{780}{\sqrt{d}} + 810$$
(28-29)

où d est la taille de grain en μm , β une constante égale à 0.04, $\Delta\varepsilon_p$ est exprimée en % et $\Delta\sigma$ en MPa. Il est ensuite possible de déduire l'amplitude de déformation totale appliquée connaissant l'amplitude de déformation plastique et le module d'élasticité de l'alliage, E ($E_{\text{moy}}=168000 \text{ MPa}$ à 600°C). L'expression utilisée est la suivante :

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_p + \Delta\varepsilon_e = \Delta\varepsilon_p + \frac{\Delta\sigma}{E}$$

$$\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_p + \frac{2}{E} \times \left(\frac{780}{\sqrt{d}} + 810 \right) \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^\beta$$
(40)

La représentation schématique des différentes variables de la boucle de fatigue est présentée à la **figure 180**.

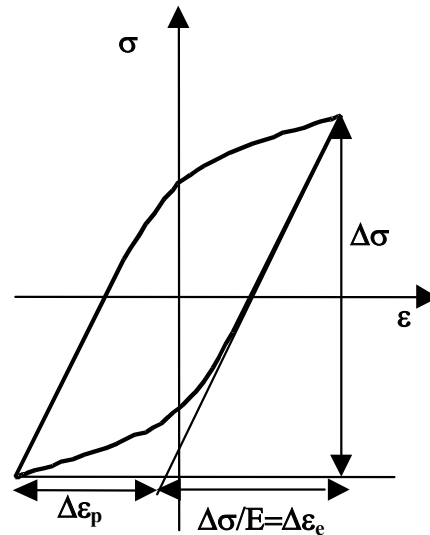


Figure 180 : Représentation schématique sur une boucle de fatigue de l'amplitude de déformation élastique et plastique.

Les paramètres à identifier sont :

- ❑ la dimension de la fissure à l'amorçage (la taille des particules, a_0 , ou la taille de grain, d) ;
- ❑ la dimension de la fissure à la fin de l'essai est fixée à $1500\ \mu\text{m}$, ce qui correspond aux tailles de fissures observées sur éprouvettes de laboratoire. Cette dimension peut être reliée à la valeur de la tenacité, K_{Ic} , de l'alliage.
- ❑ les paramètres « matériau », \bar{T} et $A_{\text{Stade I}}$. La valeur de \bar{T} est fixée à $1170\ \text{MPa}$, ce qui correspond à celle obtenue pour les essais menés à 1% et 1.25% lors des expériences de propagation de petites fissures (c. f **tableau 10**). La valeur de $A_{\text{Stade I}}$ est justifiée ci-après.

7.2.2. EFFET DE LA TAILLE DE GRAIN

La prévision de l'effet de taille de grain passe par l'identification de la constante d'amorçage, $A_{\text{stade I}}$. Pour que le modèle donne lieu à une transition de mécanisme dans un domaine de taille de grain cohérent avec les observations de V. Zerrouki [Zerr00], il faut que cette constante soit de l'ordre de $0.1\ \mu\text{m}.\text{cycle}$. Cette valeur correspond à une transition entre les deux mécanismes pour une taille de grain de $70\ \mu\text{m}$. Il nous est ensuite possible de simuler les courbes donnant la durée de vie en fonction de la taille de grain pour différentes tailles de particules. On se place, dans ce cas, à une déformation totale fixée à 0.95% supposée au-dessus du seuil de fissuration des particules pour toutes les tailles de grain. La **figure 181** présente les résultats de durée de vie en fonction de la taille de grain et cela en présence de particules de différentes tailles. Le modèle permet de reproduire la transition de mécanisme pour des tailles de grain cohérentes, ainsi que des abattements de durée de vie représentatifs de ceux observés expérimentalement.

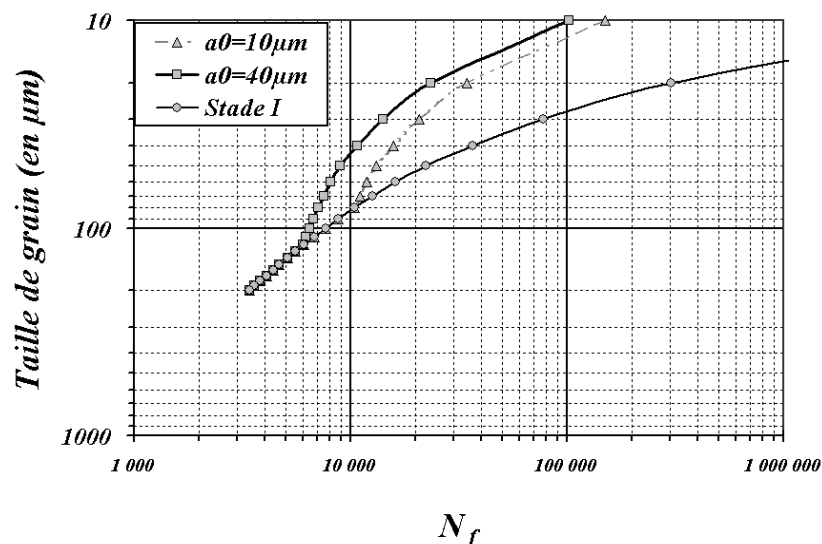


Figure 181 : Simulation de la transition de mécanisme d'amorçage à 600°C pour des essais à $\Delta\varepsilon_t=0.95\%$ avec $Re=-1$ et pour différentes tailles de particules ($10\text{-}40\ \mu\text{m}$ et sans particules).

Les durées de vie obtenues sont, en revanche, relativement importantes. La surestimation des durées de vie est à associer à deux hypothèses:

- ❑ Le paramètre \bar{T} du modèle de Tomkins a été identifié uniquement à partir d'essais de propagation réalisés sur l'alliage DA. En l'absence de mesures expérimentales pour d'autres tailles de grain, nous l'avons maintenu constant pour toutes les tailles de

grain. Ce paramètre étant relié à la résistance à la traction, il est sensible à l'effet de taille de grain.

- Les courbes d'écrouissage cyclique pour un rapport de déformation $R\epsilon=-1$ ont été obtenues pour un nombre de cycles limité (50 cycles). Les amplitudes de contraintes et de déformations plastiques relevées ne sont donc pas celles obtenues à demi-durée de vie. Les amplitudes de déformation plastique sont donc fortement sous-estimées. Or le modèle de Tomkins est particulièrement sensible à la valeur de la déformation plastique.

Il est, donc, assez difficile d'identifier le modèle plus finement pour les tailles de grains importantes sans essais complémentaires.

7.2.3. CAS DE L'ALLIAGE DA

La prédiction de durée de vie des éprouvettes à l'aide du modèle passe par l'identification de la courbe d'écrouissage cyclique pour des essais en $R\epsilon=0$ présentée précédemment (c. f. **figure 135**). L'expression de la loi d'écrouissage cyclique est la suivante :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = 1039 \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{0.097} \quad (41)$$

où $\Delta\epsilon_p$ est en % et $\Delta\sigma$ en MPa.

Il est alors possible de simuler différents types de courbes de durée de vie en fatigue pour l'alliage 718 DA. On débute par une approche de type Wöhler. Pour une sollicitation donnée, la **figure 179** permet de définir si l'amorçage se produit sur particules ou non. La contrainte seuil de rupture des particules est fixée à 1100 MPa. Elle correspond à la contrainte atteinte au premier chargement pour un essai à 0.75% de déformation totale. Enfin, pour l'alliage DA, les particules ayant toujours une taille proche ou supérieure à celle des grains, l'amorçage sur particules donne toujours un nombre de cycles à rupture inférieur à celui obtenu par un amorçage en stade I. Pour les faibles sollicitations, l'amplitude de contrainte ne peut être mesurée. Elle est, dans ce cas, estimée à partir de l'amplitude de déformation totale et l'amplitude de contrainte.

Dans ces conditions, il est possible de tracer l'évolution de la durée de vie prédite en fonction de la sollicitation appliquée pour différentes tailles de particules dans l'alliage. Les **figures 182 à 184** illustrent pour différentes représentations les résultats du modèle et les comparent aux résultats expérimentaux. On remarque un effet limité de la taille de particule sur les résultats du modèle.

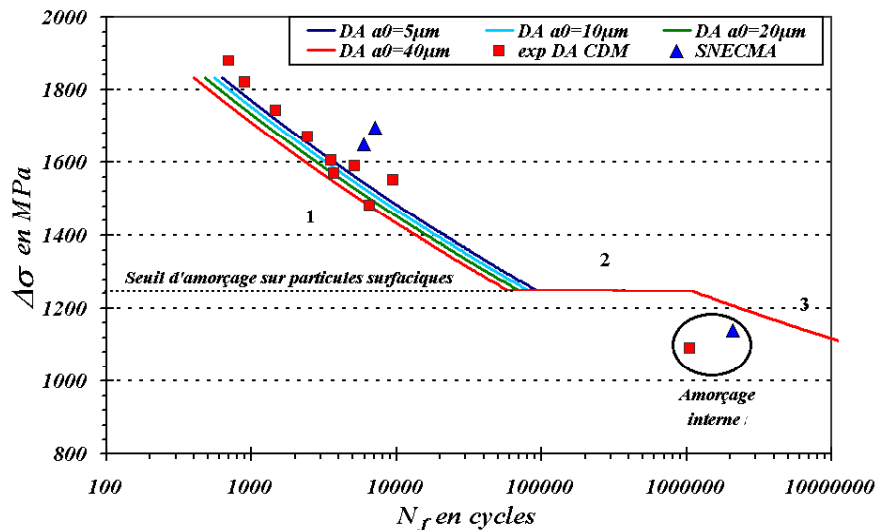


Figure 182 : Simulation de durée de vie à 600°C en $R\varepsilon=0$ dans un diagramme de type Wöhler.

On remarque trois domaines sur ces courbes:

- Le premier domaine est situé au-dessus du seuil de fissuration des particules. La durée de vie est calculée uniquement en propagation (eq.36).
- Un second domaine de transition représenté par un saut de durée de vie. La durée de vie passe dans ce cas, de l'amorçage sur particules à l'amorçage sur grain. On ne constate plus d'effet de taille de particules, les amorçages se produisent sur grain.
- Le troisième domaine correspond aux amorçages sur grain (eq.37).

Les durées de vie simulées sont sensiblement inférieures aux durées de vie expérimentales obtenues. Ce conservatisme pourrait être réduit par une augmentation de la valeur du paramètre \bar{T} . Cependant, ce paramètre ayant été déterminé par des essais de propagation, il semble préférable de ne pas le modifier. On observe sur toutes ces figures l'augmentation brutale de la durée de vie lors de la transition de mécanisme d'amorçage. La présence de cette transition est assez cohérente avec le comportement vers la limite d'endurance de l'alliage 718DA.

On remarque aussi, sur ces figures, deux amorçages sur particules internes. Ce type d'amorçage ne peut être prédit par ce type d'approche. En effet, aucune distinction n'est faite entre un amorçage interne et surfacique. Les durées de vie obtenues pour ces essais sont situées entre celles des amorçages sur particules surfaciques et celles en stade I. Bien que l'amorçage sur particules internes soit instantané, les vitesses de propagation des fissures internes sont plus lentes qu'en surface et conduisent à des durées de vie bien plus importantes que celles calculées pour les amorçages surfaciques. Cette transition de mécanisme entre amorçage sur particules surfaciques et internes ne peut être simulée par un modèle déterministe. En effet, la présence de cette transition est liée à la probabilité de présence de particules fissurées en surface et en interne, ce qui ne peut être pris en compte que dans le cadre du modèle probabiliste qui sera présenté plus loin.

L'approche en déformation laisse apparaître des effets de prélèvement sur les **figures 183** et **184**, contrairement à la **figure 182** où peu d'effets d'hétérogénéités de comportement sont visibles. En effet, pour les essais réalisés à 1.1% on observe une large gamme de durée de vie qui n'est pas liée à la taille des sites d'amorçage mais aux hétérogénéités de comportement

mécanique. L'utilisation d'une courbe d'écrouissage cyclique unique ne peut permettre de rendre compte de ces effets.

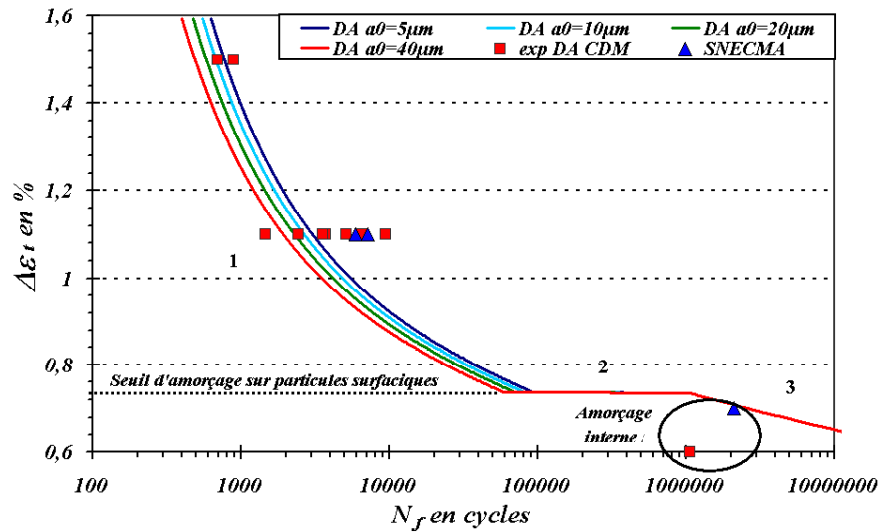


Figure 183 : Simulation de durée de vie à 600°C en $R\varepsilon=0$ en fonction de l'amplitude de déformation totale appliquée.

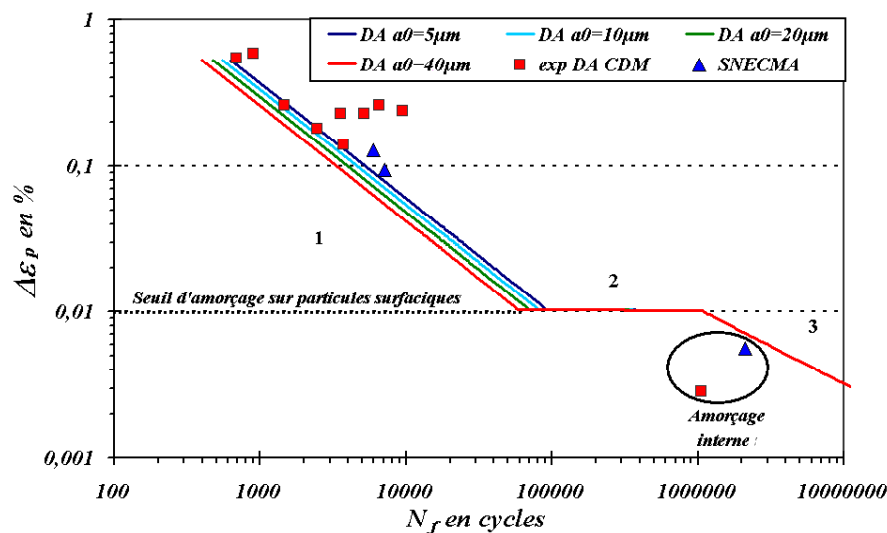


Figure 184 : Simulation de durée de vie à 600°C en $R\varepsilon=0$ dans un diagramme de type Manson Coffin.

Il est enfin possible de simuler les durées de vie obtenues expérimentalement en tenant compte de la taille du site d'amorçage mesurée post-mortem par fractographie (c. f. **figures 145 et 146**), de l'amplitude de contrainte et de déformation plastique expérimentale. Dans ces conditions, le modèle permet de simuler les durées de vie au plus près pour chaque essai tout en tenant compte des effets d'hétérogénéités de comportement mécanique. La **figure 185** présente ces résultats de simulation. Le pessimisme du modèle est toujours présent tout en gardant les résultats dans une gamme d'un facteur 2. Les essais simulés dans ce cas font aussi appel à des résultats obtenus par SNECMA Moteurs sur un alliage 718DA de composition et de comportement légèrement différent de ceux de l'étude. Le modèle rend également bien compte de ces essais de nature légèrement différente.

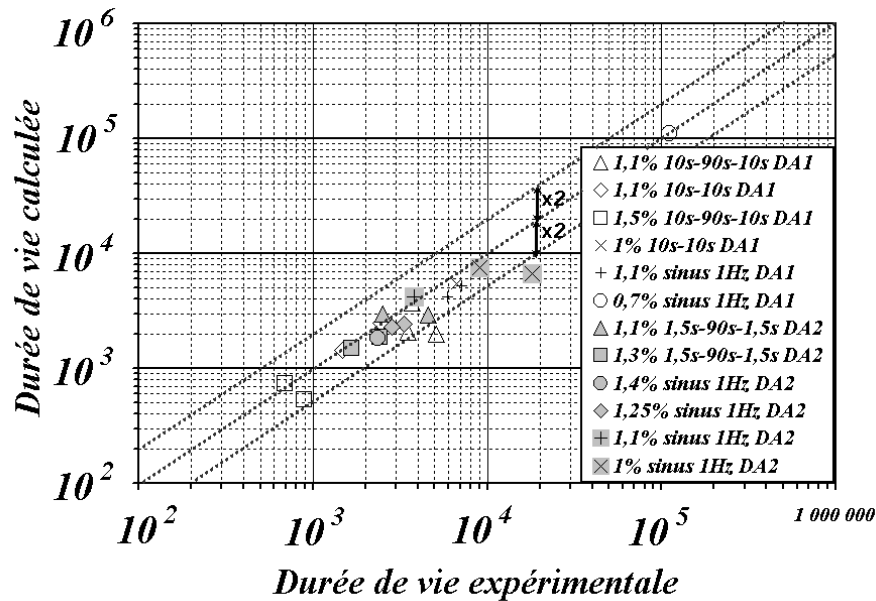


Figure 185 : Confrontation des durées de vie simulées à l'aide du modèle à celles obtenues expérimentalement : la taille de la fissure à rupture considérée est de 1.5 mm et la taille à l'amorçage est mesurée pour chaque essai par fractographie.

Résumé :

Le modèle déterministe proposé est basé sur la compétition entre deux mécanismes d'amorçage surfacique : amorçage sur particules, amorçage en Stade I

Il permet de prédire qualitativement cette transition de mécanisme et les abattements de durée de vie qui y sont associés. En revanche, la prévision des variations des durées de vie en fonction de la taille de grain semble surestimée. Cet effet pourrait sans doute être en grande partie corrigé en utilisant des courbes d'écrouissage cyclique à demi-durée de vie mieux représentatives du comportement de l'alliage..

La simulation de la durée de vie de l'alliage 718DA conduit à des résultats satisfaisants. On note toutefois un certain conservatisme du modèle. L'utilisation de la courbe d'écrouissage cyclique permet de rendre compte du comportement global de l'alliage. La transition de mécanisme d'amorçage passant d'un amorçage sur particule à un amorçage en Stade I est associée à la limite d'endurance de l'alliage 718. Les amorçages sur particules internes non pris en compte dans ce modèle sont retranscrits par les amorçages en Stade I. La prévision des durées de vie des éprouvettes montre l'effet important des hétérogénéités de comportement sur les durées de vie simulées.

La prise en compte de la transition de sites d'amorçage sur particules surfaciques / internes / en Stade I ne peut être réalisée avec un modèle déterministe. Ce modèle constitue une première étape et permet de simuler simplement le comportement global de l'alliage 718DA. Son extension vers une approche probabiliste est néanmoins indispensable pour une bonne compréhension des phénomènes observés.

BIBLIOGRAPHIE

[Tana82] K. Tanaka and T. Mura, A Theory of fatigue crack initiation at inclusions, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, (1982), pp. 117-123.

[Tomk68] B. Tomkins, Fatigue crack propagation – An Analysis, Philosophical Magazine, Vol. 18, (1968), pp. 1041-1066.

[Zerr00] V. Zerrouki, Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, Université EVE, 2000.

MODELE PROBABILISTE

MODELE PROBABILISTE.....	169
8.1. AMORÇAGE SUR PARTICULES.....	169
8.1.1. <i>Probabilité de rupture des particules :</i>	<i>169</i>
8.1.2. <i>Taille des particules :</i>	<i>171</i>
8.2. SIMULATION PROBABILISTE SANS COALESCENCE.....	174
8.3. SIMULATION 2D DE LA COALESCENCE.....	181
8.3.1. <i>Simulation de la répartition des carbures dans l'alliage 718 :</i>	<i>181</i>
8.3.2. <i>Modèle de coalescence :</i>	<i>184</i>
8.3.3. <i>Résultats du modèle.....</i>	<i>186</i>
8.3.3.1. Effet d'échelle :	186
8.3.3.2. Effet du fibrage :	189
BIBLIOGRAPHIE.....	195

MODELE PROBABILISTE

Le modèle déterministe présenté précédemment est à même de rendre compte du phénomène de transition entre mécanismes d'amorçage (sur particules/ Stade I) ainsi que d'un comportement en fatigue moyen. Il ne permet pas, en revanche, de rendre compte de la transition de zone d'amorçage surfacique / interne lorsque la sollicitation devient moins sévère ni d'un éventuel effet d'échelle. Enfin, lors de fortes sollicitations en fatigue, des multi-amorçages ainsi que la coalescence de petites fissures sont observés, ce dont l'approche déterministe ne peut tenir compte. Deux extensions de ce modèle basées sur une approche probabiliste ont été développées pour permettre de rendre compte de ces différents phénomènes. La première, notée P1 a pour but de prévoir la transition des amorçages sur particules surfaciques vers des amorçages internes pour les faibles sollicitations et de donner accès aux effets d'échelle. La seconde extension, désignée P2 s'applique principalement au cas des fortes sollicitations. Elle a pour but de décrire les phénomènes de coalescence de fissures et les effets de la microstructure du matériau.

8.1. AMORÇAGE SUR PARTICULES

8.1.1. PROBABILITE DE RUPTURE DES PARTICULES :

La modélisation probabiliste de l'amorçage se décompose en deux étapes. Dans un premier temps, il est nécessaire de définir la probabilité pour une particule de se fissurer au premier quart de cycle pour une sollicitation donnée. Les mesures de fraction de particules fissurées effectuées à température ambiante lors des essais de traction *in-situ* répondent en grande partie à cette première attente. Parallèlement, les résultats des essais de traction sous vide à chaud viennent compléter ces mesures. Ces différentes mesures permettent d'identifier la loi de fraction de particules fissurées et d'évaluer la dispersion qui peut être observée sur ces mesures. La **figure 151** présente les mesures obtenues ainsi que les courbes simulées. On remarque, en comparant les résultats des éprouvettes DA et 40 μm , l'influence de la limite d'élasticité sur la position de ces courbes à température ambiante. La limite d'élasticité des éprouvettes testées est, pour l'alliage DA, comprise entre 1350 à 1410 MPa suivant les zones de prélèvement. Pour l'alliage retraité de taille de grain proche de 40 μm , cette limite d'élasticité ne fait plus intervenir la contribution de l'écrouissage résiduel de l'état DA. Elle est, de ce fait, « constante » d'une éprouvette à l'autre et de l'ordre de 1150 MPa. On peut aussi noter la forte dispersion obtenue sur les éprouvettes DA. Cette dispersion peut être directement reliée aux zones de prélèvement des différentes éprouvettes. Une partie de ces éprouvettes a été prélevée dans une zone correspondant aux sites de prélèvement des éprouvettes de fatigue oligocyclique (courbes pour les fortes contraintes). Une deuxième série d'éprouvettes a été prélevée dans une zone dont la limite d'élasticité est plus faible.

La fraction de particules fissurées peut être représentée correctement par une loi de type Weibull. L'intérêt de cette loi est de faire apparaître explicitement la limite d'élasticité contrairement à celle proposée par Brückner & al. [**Brück93**] (eq.20). La limite d'élasticité est un des paramètres macroscopiques facilement mesurables ayant un effet important sur la position relative des courbes. La probabilité d'amorçage est définie par l'expression suivante :

$$P_{\text{rupt}} = 1 - \exp\left(-\left[\frac{\sigma - \sigma_s}{R_p}\right]^m\right) \quad (42)$$

où P_{rupt} est la probabilité de rupture des particules, σ la contrainte, R_p la limite d'élasticité, σ_s et m des constantes.

Les paramètres identifiés sont présentés dans le **tableau 11**.

Etat	Paramètres du modèle de Weibull		
	σ_s en MPa	R_p en MPa	m
$DA_{\text{max}} 20^\circ\text{C}$	200	1350	22
$DA_{\text{min}} 20^\circ\text{C}$	200	1190	22
$40\mu\text{m } 20^\circ\text{C}$	200	1085	22
$DA 600^\circ\text{C}$	200	1085-1190	22

Tableau 11 : Tableau récapitulatif des paramètres identifiés du modèle de Weibull utilisé pour décrire la fraction de particules fissurées.

Cette probabilité de rupture des particules est, dans notre modèle, à l'origine de la transition entre les amorçages en Stade I / Particules surfaciques / Particules internes. La **figure 7** issue des résultats obtenus par V. Zerrouki [Zerr00] présentée au début de cette étude illustre les courbes d'iso-propension d'amorçage sur particules dans un diagramme température / déformation totale appliquée. Cette figure est tracée pour des tailles de grain supérieures à une valeur correspondant à un indice ASTM 7-8. On note sur cette figure l'augmentation de la probabilité d'amorçage sur particule lorsque la sollicitation devient plus sévère, ce qui est cohérent avec les résultats de fraction de particules fissurées. On remarque aussi l'étalement du domaine de transition lorsque la température augmente. Ce phénomène est sans doute dû à la diminution de la limite d'élasticité lorsque la température augmente. Ainsi pour une même probabilité de rupture des particules, ce qui correspond à un même niveau de contrainte, il est nécessaire d'appliquer une déformation totale plus importante à haute température qu'à basse température.

Il est possible d'utiliser l'expression **eq.42** et ainsi d'estimer quelles sont les probabilités de présence d'une particule fissurée au premier quart de cycle en fonction du chargement et de la géométrie de l'éprouvette. Dans notre cas, les éprouvettes présentent une surface de zone utile de 314 mm². La densité de particules surfaciques mesurée est de 78 particules/mm² et le rapport nombre de particules volumiques/nombre de particules surfaciques est de 17.9.

Les courbes présentées à la **figure 186** présentent ces résultats. Elles sont tracées à partir des expressions maximales et minimales des fractions de particules fissurées à 600°C, en utilisant les valeurs présentées dans le **tableau 11** (correspondant à la valeur minimale de la limite d'élasticité $R_p=1085$ MPa et à la valeur maximale $R_p=1190$ MPa). Le passage de la contrainte à la déformation totale appliquée a été effectué en utilisant la courbe contrainte déformation obtenue lors du premier quart de cycle en fatigue pour une de nos éprouvettes testées à 600°C. Cette approche ne prend en compte les variations de comportement que par l'intermédiaire des courbes maximales et minimales (paramètre R_p). On note sur ces figures que, en dessous d'une contrainte et déformation seuil, les amorçages surfaciques deviennent peu probables puisque leurs probabilités de présence deviennent rapidement très inférieures à 1. On constate, en revanche, que la probabilité de présence d'une particule fissurée interne est maintenue égale à 1 pour des sollicitations plus faibles. Ainsi, lorsque les amorçages sur particules surfaciques ne sont plus possibles, le mécanisme d'amorçage peut basculer vers les amorçages internes.

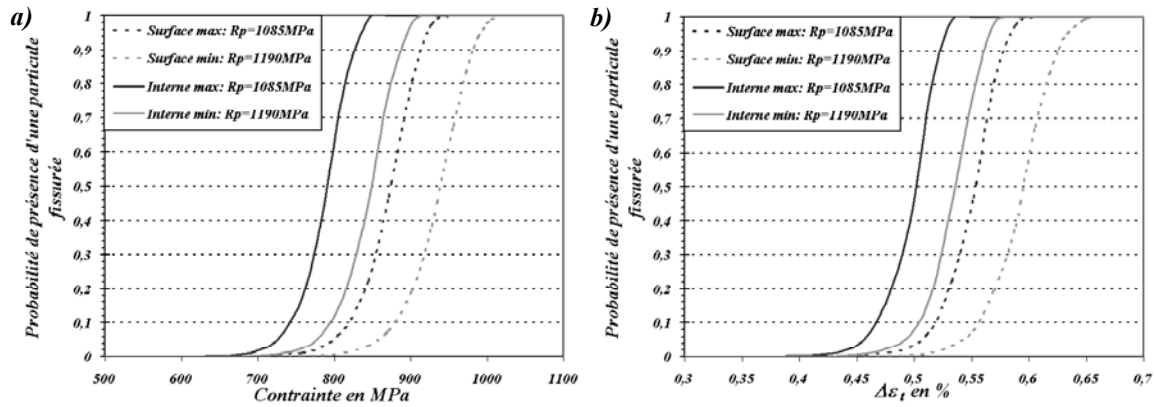


Figure 186 : Courbes de probabilité de présence d'une particule fissurée en surface et en interne min pour $R_p=1190\text{MPa}$ et max $R_p=1085\text{MPa}$ en fonction de : a) la contrainte ; b) la déformation totale appliquée.

On retrouve sur ces figures les tendances observées par Hyzak & Bernstein [Hyzak82.a] avec, en dessous d'une déformation critique, une transition d'amorçage passant d'amorçage surfacique à interne lorsque la déformation totale appliquée diminue. Pour un histogramme de taille de défauts donné, lorsque les rapports volume sur surface sont faibles, les amorçages surfaciques sont favorisés et, de ce fait, les deux domaines internes et surfaciques ont tendance à se dissocier (c. f. **figure 81**). En revanche, lorsque le rapport volume sur surface est important, c'est en particulier le cas des éprouvettes testées par Shamblen & al. [Shamb85], les amorçages internes sont favorisés et des domaines mixtes pourront être observés (c. f. **figure 80**). Les rapports surface sur volume de ces éprouvettes sont présentés dans le **tableau 12**. La présence d'une discontinuité de durée de vie entre les amorçages internes et surfaciques est à associer principalement à la différence de vitesse de propagation entre une propagation interne et surfacique. Elle ne peut donc pas être estimée ici.

	Diamètre, D en mm	$V/S = D/4$ en mm
<i>SNECMA</i>	5.656	1.4
[Hyzak82.a]	6,35	1,6
<i>Cette étude</i>	8	2
[Shamb85]	10,02	2.5

Tableau 12 : Table des diamètres et rapport volume/surface d'éprouvettes testées et présentées dans la littérature.

8.1.2. TAILLE DES PARTICULES :

L'aspect probabiliste est aussi introduit au niveau des tailles des sites d'amorçage par l'intermédiaire des tailles de particules. Il faut, pour cela, avoir une bonne connaissance de l'histogramme des tailles de particules dans l'alliage 718. Contrairement au modèle probabiliste proposé par Chantier présenté précédemment [Chan01], aucun seuil de non propagation n'est introduit dans ce modèle. Toutes les tailles de particules sont donc prises en compte.

Dans notre cas, la seule donnée accessible est l'histogramme de taille des intercepts appelé abusivement histogramme de taille des particules. En effet, lors d'une mesure de tailles de particules à partir de mesures surfaciques, il n'est possible d'accéder qu'à l'histogramme des intercepts. Cet histogramme a été déterminé pour l'alliage 718DA par analyse d'image sur une surface de 15.6mm^2 dans le sens long. Cet histogramme a été présenté à la **figure 102**. Il peut être décrit par une loi de type exponentielle :

$$d_s(r) = d_r^0 \cdot \exp(-\alpha_r \cdot r) \quad (43)$$

où $d_s(r)$ est la densité surfacique de particules en particules/mm³ formant à la surface un disque de rayon r . L'identification des paramètres de cette loi peut se faire directement à partir de l'analyse d'image d'une section polie du matériau. Dans notre cas, la valeur de d_r^0 est : $5,1 \cdot 10^{-2}$ particules/mm³, celle de α_r : $0,353 \mu\text{m}^{-1}$. Deux rayons différents de particules peuvent donner lieu à un même rayon d'interception comme le montre la **figure 187**.

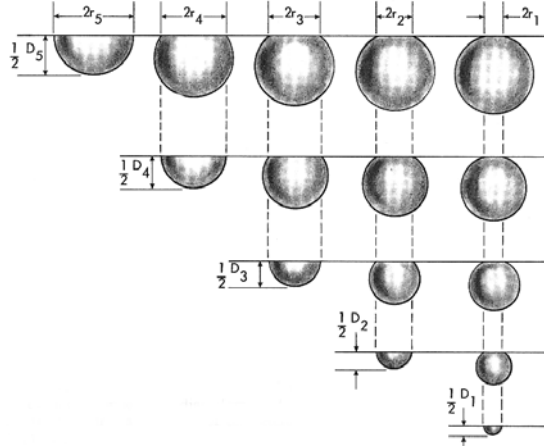


Figure 187 : Illustration de l'interception de sphères de rayon D_1 à D_5 pour former une section circulaire de diamètre $2r_1$ à $2r_5$ [DeHo68].

La probabilité de trouver une particule de rayon R qui est interceptée par une surface en formant un disque de rayon, r , s'exprime de la façon suivante :

$$P_s(r) = \int_0^\infty \frac{Pv(R)dR}{\sqrt{R^2 - r^2}} \quad (44)$$

L'analyse d'image donne donc directement accès à $P_s(r)$ qui peut être obtenu à partir de l'expression précédente connaissant, $Pv(R)$ la probabilité volumique de trouver une particule de rayon R . On peut distinguer deux cas de figure pour les amorçages sur particules : les particules débouchant en surface et les particules subsurfaciques (à quelques μm de la surface). La **figure 188** présente ces deux cas. Le premier cas (**figure 188.a**) correspond à une particule complètement émergée en surface qui se comportera comme une cavité. Le deuxième cas correspond à une particule subsurfacique **figure 188.b** ici située à 3-4 μm de la surface de l'éprouvette. Dans le second cas, la taille du défaut sera plus importante.

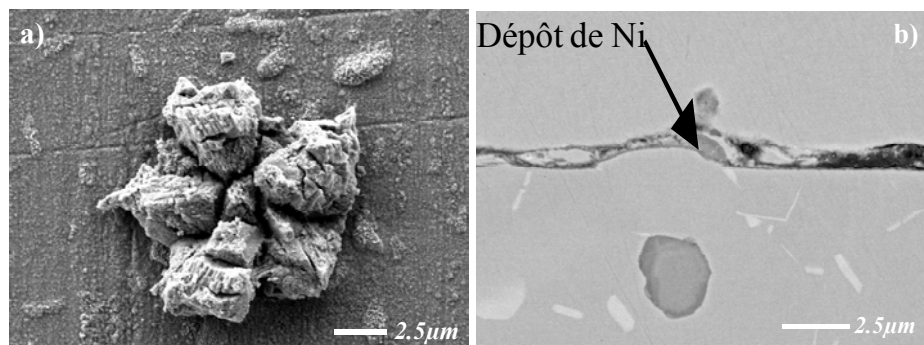


Figure 188 : Présentation des deux types d'amorçage proposés: a) amorçage sur particule émergeant à la surface ; b) amorçage sur particule subsurfacique.

A chacun de ces deux types d'amorçage est associée une taille corrigée. Une particule émergeant en surface pourra se retrouver dans les deux cas de figure présentés ci-dessous. Dans un cas, la particule est coupée par la surface au-dessus de son plan médian. La taille du

défaut prise en compte, λ , est celle observée en surface, **figure 189.a**. Dans le cas d'une particule coupée par la surface en dessous de son plan médian, la taille du défaut initiale prise en compte dans le modèle est plus importante **figure 189.b**. En effet il a été montré que, dans ce cas, la singularité des contraintes et déformations en a et b est tellement élevée que la fissure adopte rapidement la position d'équilibre en s'étendant à la surface libre, jusqu'à a' et b' [Lefran86].

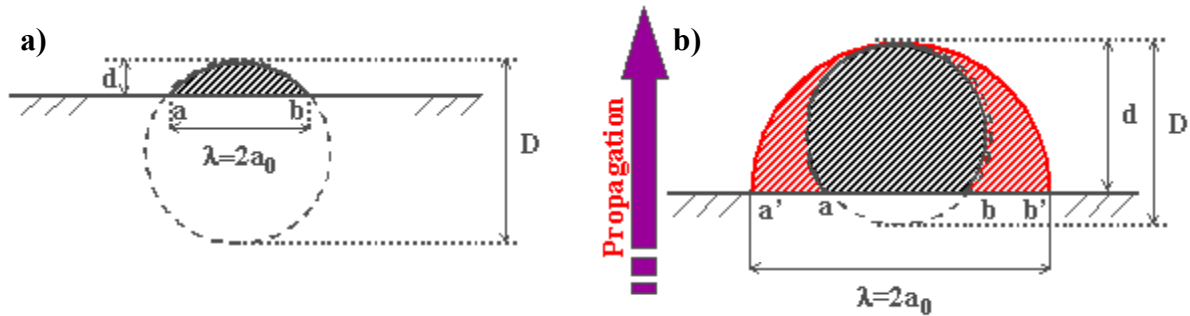


Figure 189 : Correction de la taille du défaut initiale pour le cas d'une particule surfacique en fonction de la position de la particule par rapport à la surface : a) cas de la particule coupée au dessus de son axe médian ; b) cas de la particule coupée en dessous de son axe médian.

Pour le premier cas, le rayon du défaut initial a_0 est $r = \lambda/2$ alors que, dans le deuxième cas, sa valeur est $R + \sqrt{R^2 - r^2}$ où $R = D/2$. Pour calculer $P(a_0)$, il faut donc connaître $P(R, r)$.

Les **figures 190 et 191** illustrent, à titre d'exemple, les positions relatives des histogrammes de tailles de particules (R), tailles des intercepts (r) et de taille de défauts à prendre en compte (a_0). La **figure 190** présente le passage de l'histogramme des tailles réelles de particules, $P(R)$ à celui des tailles d'intercepts, $P(r)$. Ce passage s'accompagne d'un léger décalage de l'histogramme vers les faibles tailles. En effet le rayon de l'intercept d'une particule, r sera toujours inférieur ou, au plus, égal à la taille de la particule, R .

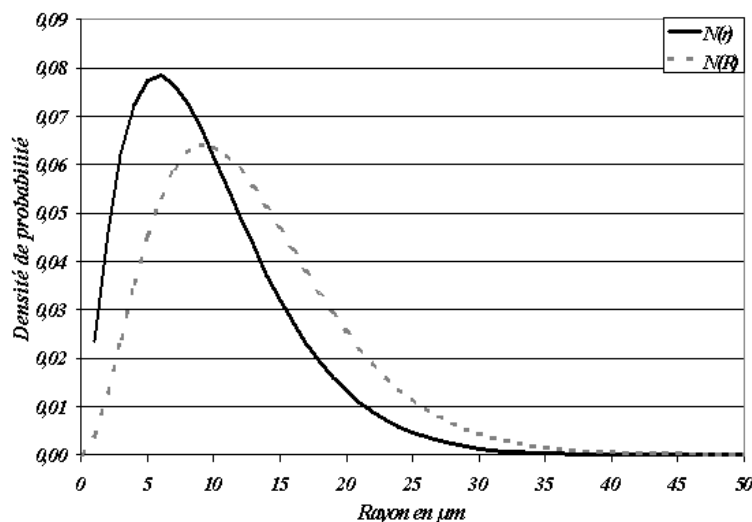


Figure 190 : Déplacement des histogrammes de tailles de défauts dû au passage de la mesure de r par analyse d'image à la taille des particules R ;

La **figure 191** présente le passage de $P(R)$ à $P(a_0)$. Comme l'illustre la **figure 189** dans 50% des cas, la taille de a_0 correspond à r et pour l'autre moitié, elle sera supérieure à R . On assistera alors à un étalement de l'histogramme vers les valeurs importantes.

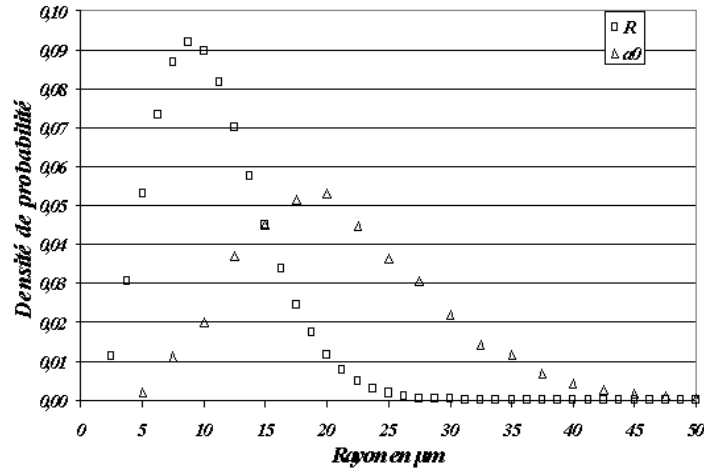


Figure 191 : Déplacement des histogrammes de tailles de défauts dû au passage $P(R)$ à $P(a_0)$.

Ne connaissant pas l'histogramme de taille des particules, il est difficile d'appliquer ce développement. L'optimisation des paramètres de l'histogramme de tailles réelles afin d'en déduire l'histogramme de tailles des intercepts est assez délicate. Plusieurs histogrammes de taille de particules différents peuvent donner lieu à des tailles surfaciques identiques. C'est pour ces raisons que nous ne prendrons en compte dans les calculs à venir que la taille des intercepts en négligeant l'augmentation sensible de la durée de vie induite par cette hypothèse. Compte tenu des lois utilisées (modèle de Tomkins), sous-estimer d'un facteur 2 la taille du défaut à l'amorçage s'accompagne d'une variation de durée de vie de l'ordre de 20%.

8.2. SIMULATION PROBABILISTE SANS COALESCENCE

Connaissant l'histogramme des tailles de particules et les probabilités de rupture associées, il est possible de simuler qualitativement la transition entre les amorçages internes et surfaciques.

L'expression **eq.42** relie la probabilité de rupture des particules à la contrainte macroscopique maximale appliquée.

$$P_{rup} = 1 - e^{\left(- \left[\frac{\sigma - \sigma_s}{R_p} \right]^m \right)} \quad (42)$$

A partir de cette expression il est possible de déterminer la probabilité d'absence de particules fissurées pour une surface sollicitée, S (c. f. **eq. 45**). Cette probabilité est le produit des probabilités de non rupture de chaque particule.

$$P_{abs}^S = (1 - P_{rup})^{N_{part}} = (1 - P_{rup})^{\rho_s S} \quad (45)$$

où le nombre de particules, N_{part} est le produit de la densité surfacique de particules, ρ_s , et de la surface, S .

La partie complémentaire de cette probabilité d'absence est présentée à l'équation **eq.46** et correspond pour une surface donnée, S , à la probabilité de présence d'au moins une particule fissurée.

$$P_{pré}^S = 1 - P_{abs}^S = 1 - (1 - P_{rup})^{\rho_s S} \quad (46)$$

La connaissance de l'histogramme de taille des particules donne ensuite accès, pour une particule, à la probabilité que sa taille a , soit supérieure à une taille donnée, a_0 (c. f. **eq.47**).

$$P(a_0 < a) = e^{-v(a_0 - a_{min})} \quad (47)$$

cette expression fait intervenir une constante, v ainsi que la taille minimale des particules observées par analyse d'image, a_{min} . Il est possible, à partir de cette expression, de décrire la probabilité de présence d'au moins une particule de taille supérieur à une taille a_0 pour une surface, S donnée (c. f. **eq. 48**).

$$P(a_0 < a)_S = (1 - e^{-v(a_0 - a_{min})})^{\rho_s S} \quad (48)$$

Il est aussi possible de décrire la probabilité de présence d'au moins une particule fissurée de taille supérieur à une taille a_0 . Cette probabilité est le produit de la probabilité de présence d'une particule fissurée (c. f. **eq. 46**) et de la probabilité qu'au moins une des particules fissurée vérifie la condition de taille soit :

$$P_R(a_0 < a)_S = (1 - (1 - P_{rup})^{\rho_s S}) (1 - e^{-v(a_0 - a_{min})})^{\rho_s S P_{rup}} \quad (49)$$

Le modèle de propagation de Tomkins relie le nombre de cycles à rupture N_f à la taille du site d'amorçage, pour une taille de fissure à rupture a_c et un coefficient de propagation α donnés (c. f. **eq.20**).

$$a_0 = a_c \cdot e^{-\alpha N_f} \quad (50)$$

Les équations **47** et **50** donnent accès pour un site actif (une particule fissurée) à la probabilité de rupture à un nombre de cycles, N . Cette probabilité de rupture est décrite par l'expression **eq.51**.

$$P(N_f < N)_{site} = e^{-v(a_c \cdot e^{-\alpha N} - a_{min})} \quad (51)$$

A partir de l'expression **eq.51**, il est à possible de déterminer la probabilité de survie à un nombre de cycles N pour n sites actifs. Cette probabilité est le produit des probabilités de survie de chacun des sites actifs (c. f. **eq.52**). Elle suppose que les sites sont indépendants. La partie complémentaire donne accès à la probabilité de rupture (c. f. **eq.53**).

$$P^S(N < N_f)_{N_{sites}} = (1 - e^{-v(a_c \cdot e^{-\alpha_{surf} N} - a_{min})})^{N_{sites}} = (1 - e^{-v(a_c \cdot e^{-\alpha_{surf} N} - a_{min})})^{\rho_s S P_{rup}} \quad (52)$$

$$P^S(N_f < N)_{N_{sites}} = 1 - (1 - e^{-v(a_c \cdot e^{-\alpha_{surf} N} - a_{min})})^{\rho_s S P_{rup}} \quad (53)$$

où le nombre de sites actifs est le produit de la densité surfacique de particules, ρ_s de la surface S et de la probabilité de rupture des particules P_{rup} (c. f. **eq.42**)

Pour qu'il y ait rupture à un nombre de cycles N , il faut qu'il y ait à la fois :

- présence de particules fissurées,
- que celles-ci soient de taille suffisante pour donner lieu à un nombre de cycles à rupture, N_f inférieur à N .

L'expression **eq.54** traduit cette probabilité de rupture comme le produit de la probabilité de présence (c. f. **eq.46**) d'un site et de la probabilité que le ou les sites en question aient une taille suffisante pour vérifier la condition de durée de vie (c. f. **eq.53**).

$$P^S(N_f < N) = P_{pré} \times P(N_f < N)_{N_{sites}}^{Taille} = \left[1 - (1 - P_{rup})^{\rho_s^S} \right] \times \left[1 - \left(1 - e^{-\nu \left(a_c \cdot e^{-\alpha_{surf} N} - a_{min} \right)} \right)^{\rho_s^{SP_{rup}}} \right] \quad (54)$$

Il est possible d'étendre cette démarche au cas des amorçages internes. Il faut dans ce cas prendre en compte la densité volumique et le volume pour la détermination du nombre de particules et de sites actifs. Il faut également utiliser une constante de propagation interne, α_{int} . Ceci est présenté à l'équation **eq. 55**.

$$P^V(N_f < N) = P_{pré} \times P(N_f < N)_{N_{sites}}^{Taille} = \left[1 - (1 - P_{rup})^{\rho_V^V} \right] \times \left[1 - \left(1 - e^{-\nu \left(a_c \cdot e^{-\alpha_{int} N} - a_{min} \right)} \right)^{\rho_V^{VP_{rup}}} \right] \quad (55)$$

Pour les amorçages en Stade I la probabilité de rupture est déterministe. On supposera qu'il y a toujours présence d'un grain favorablement orienté à la surface pour donner lieu à la durée de vie minimale sur grain. La probabilité de rupture en Stade I sera nulle pour les nombres de cycles inférieurs au nombre de cycles à rupture en Stade I, et égale à un au delà (c. f. **eq.56-57**).

$$P^{StadeI}(N_f < N) = 0 \quad \text{pour} \quad N < N_{f\,StadeI} \quad (56)$$

$$P^{StadeI}(N_f < N) = 1 \quad \text{pour} \quad N \geq N_{f\,StadeI} \quad (57)$$

La probabilité de rupture pourra alors être décrite comme la partie complémentaire des produits des probabilités de non rupture de chacun de ces modes (amorçages sur particules surfaciques/internes et Stade I). Elle est présentée à l'équation **57**.

$$P^{Totale}(N_f < N) = 1 - \left[1 - P^S(N_f < N) \right] \times \left[1 - P^V(N_f < N) \right] \times \left[1 - P^{StadeI}(N_f < N) \right] \quad (57)$$

Il a été remarqué que les faibles sollicitations ont tendance à donner lieu à des amorçages internes dans le cas d'éprouvettes lisses. Cette transition entre amorçages surfaciques et internes est liée à la probabilité de trouver une particule fissurée à la surface de l'éprouvette. Pour des faibles sollicitations, la probabilité de rupture des particules est très faible. Or la surface ne comporte que 78 particules/mm². Dans le cas de nos éprouvettes axisymétriques, la surface de la zone utile est de 314 mm², le nombre moyen de particules surfaciques est de 25000 particules. Lorsque la probabilité de présence d'au moins une particule fissurée devient inférieure à 1 (c. f. **eq. 46**), l'amorçage sur particules surfaciques ne sera pas systématique. Dans ce cas, des amorçages sur particules internes et éventuellement en Stade I pourront être constatés. Cette démarche est aussi appliquée pour les amorçages sur particules internes, en considérant le nombre de particules dans le volume sollicité. La **figure 192** présente tout d'abord les courbes de probabilités de présence d'au moins une particule de taille supérieure à une taille donnée a_0 pour quatre surfaces :

- ❑ 1mm² : surface représentative de la zone sollicitée d'une éprouvette à entaille vive ;
- ❑ 10mm² : surface représentative d'une éprouvette à entaille moins sévère ;
- ❑ 100mm² : surface caractéristique des éprouvettes de fatigue (éprouvettes testées au Centre des Matériaux S~300 mm²)
- ❑ 10000mm² : ordre de grandeur de la surface de la totalité des alvéoles de fixation des aubes d'un disque de turbine.

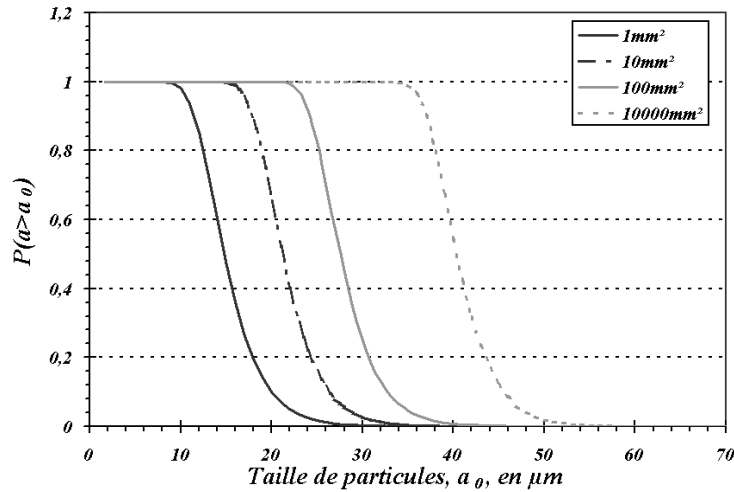


Figure 192 : Courbes des probabilités de présence d'au moins une particule de taille, a supérieure à une taille donnée, a_0 pour différentes surfaces observées.

La **figure 193** présente les courbes de probabilité de présence d'au moins une particules fissurée de taille a supérieure à une taille a_0 donnée obtenues à partir de l'expression **eq. 49** et ce pour deux fractions de particules fissurées (38% et 6%).

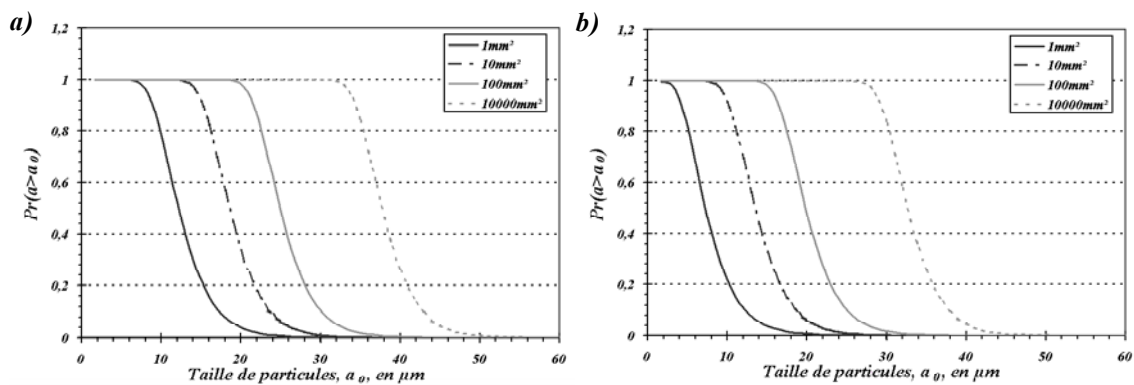


Figure 193 : Courbes de probabilités de présence d'au moins une particule fissurée dont la taille a est supérieure à une taille donnée a_0 , cela pour différentes surfaces sollicitées et pour une probabilité de rupture de : a) 38% ; b) 6% (Simulation d'un essai à 1% de déformation totale à 600°C).

Nous allons maintenant traiter deux cas de figure : un essai pour une déformation totale de 1% et un second pour 0.7%. Pour ces deux cas, nous utiliserons les valeurs des amplitudes de contraintes et déformations plastiques mesurées lors de ces deux essais. Dans le cas de l'alliage 718DA, la taille des particules étant du même ordre de grandeur que la taille de grain, la durée de vie obtenue par amorçage sur particule surfacique sera toujours inférieure à celle obtenue sur grain en Stade I.

Les paramètres de chargement, pour la première simulation (essai réalisé à 1% de déformation totale à 600°C) sont les suivants : $\Delta\epsilon_p=0.112\%$; $\Delta\sigma=1530$ MPa ; $\bar{T}=1170$ MPa. La contrainte atteinte au premier quart de cycle est, pour cet essai, de l'ordre de 1250 MPa. Il est alors possible de déterminer la fraction de particules fissurées en utilisant l'expression **42**. Deux cas extrêmes sont traités ($R_p=1085$ MPa et $R_p=1190$ MPa). Les fractions fissurées correspondantes sont 38 et 6%. Ces résultats, obtenus à partir de l'expression **eq. 54**, sont présentés à la **figure 194**. On note sur cette figure un effet d'échelle relativement limité entre 10 mm^2 et 10000 mm^2 pour ces conditions. Les essais de laboratoire réalisés sur des éprouvettes présentant une surface de l'ordre de 100 mm^2 ont des durées de vie supérieures de

seulement 20% à celles calculées pour un disque. On peut aussi remarquer le décalage des durées de vie produit par la diminution de la fraction de particules fissurées.

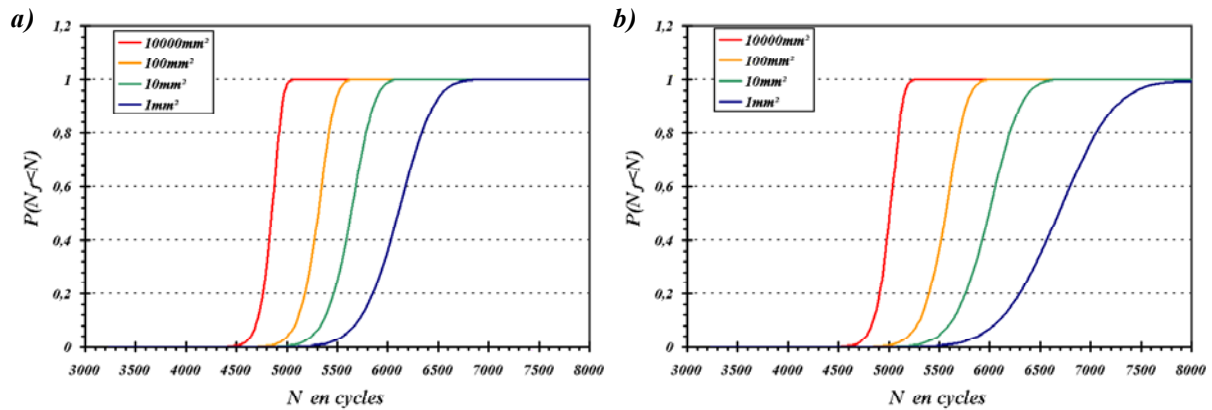


Figure 194 : Courbes des probabilités de rupture sur particules surfaciques à un nombre de cycles N pour différentes surfaces sollicitées et pour une probabilité de rupture de : a) 38% pour $R_p=1085$ MPa; b) 6% pour $R_p=1190$ MPa (Simulation d'un essai à 1% de déformation totale à 600°C).

Pour cette sollicitation, aucun amorçage interne ne peut être constaté puisque toutes les surfaces simulées atteignent une probabilité de rupture de 1. Il est tout de même possible d'appliquer la même démarche pour les amorçages internes (c. f. **eq. 55**). Pour prédire les probabilités d'amorçage interne il faut connaître les vitesses de propagation des fissures internes. Nous ferons ici l'hypothèse que la vitesse de propagation en interne est 5 fois plus lente que celle observée en surface. Une étude de l'influence de ce paramètre est présentée en **annexe 8**. La **figure 195** présente ces courbes. On y remarque la translation des durées de vie due à la diminution des vitesses de propagation.

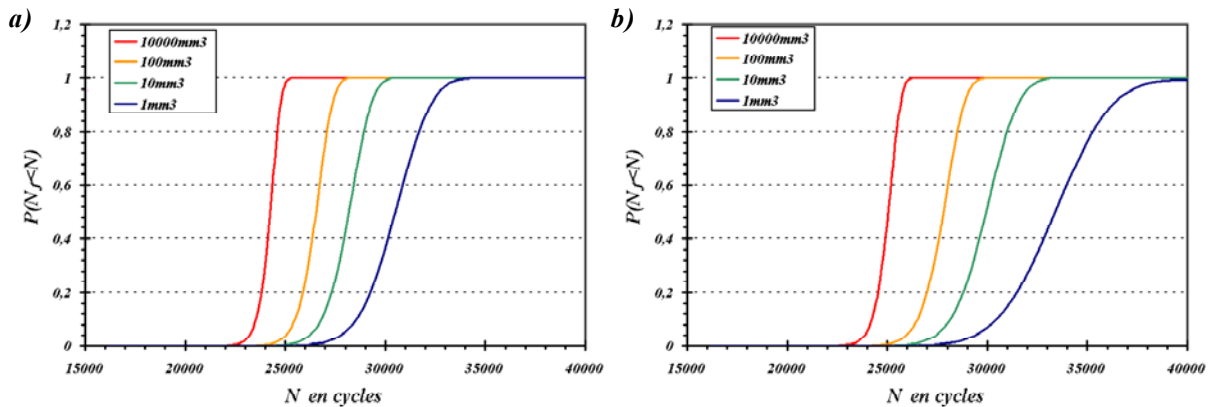


Figure 195 : Courbes des probabilités de rupture sur particules internes à un nombre de cycles N pour différentes surfaces sollicitées et pour une probabilité de rupture de : a) 38% ; b) 6% (Simulation d'un essai à 1% de déformation totale à 600°C).

Lorsque la déformation totale appliquée passe de 1% à 0.7%, la contrainte atteinte au premier chargement n'est plus que de 970 MPa. La probabilité de rupture estimée pour une valeur de $R_p=1085$ MPa (**eq. 42**) passe de 38% à 0.05%. Pour la valeur de $R_p=1190$ MPa, passe de 6% à 0.007%. L'amplitude de contrainte est, dans ce cas, de 1140 MPa et l'amplitude de déformation plastique est estimée à 0.0056%.

Pour 1 mm², la probabilité de présence de particules surfaciques fissurées devient inférieure à 1 et dans ce cas, les amorçages sur particules surfaciques ne pourront pas être constatés systématiquement. Lorsqu'aucune particule surfacique fissurée n'est présente, l'amorçage peut alors se produire en interne sur particules ou en surface en Stade I. L'alliage

718 DA, pour des faibles sollicitations, amorce principalement sur particules internes et non en Stade I. L'amorçage en Stade I est le mécanisme activé en permanence mais sa cinétique est la plus lente. Il est effectif uniquement lorsque tous les autres mécanismes sont inactifs.

Il est possible, dans ces conditions, de retranscrire l'intégralité de la courbe de probabilité de rupture obtenu à l'aide de l'expression **eq. 57**. L'amorçage sur particules surfaciques est possible pour des probabilités inférieures à la probabilité de présence de particules surfaciques fissurées (c. f. **eq. 46**). Lorsque cette probabilité est inférieure à 1, l'amorçage sur particules internes est envisagé. L'amorçage sur particules internes décrira les probabilités de rupture allant de la probabilité de présence de particules surfaciques fissurées jusqu'à la probabilité de présence de particules fissurées totale (surfiques et internes). On obtient ainsi la courbe présentée en **figure 196**.

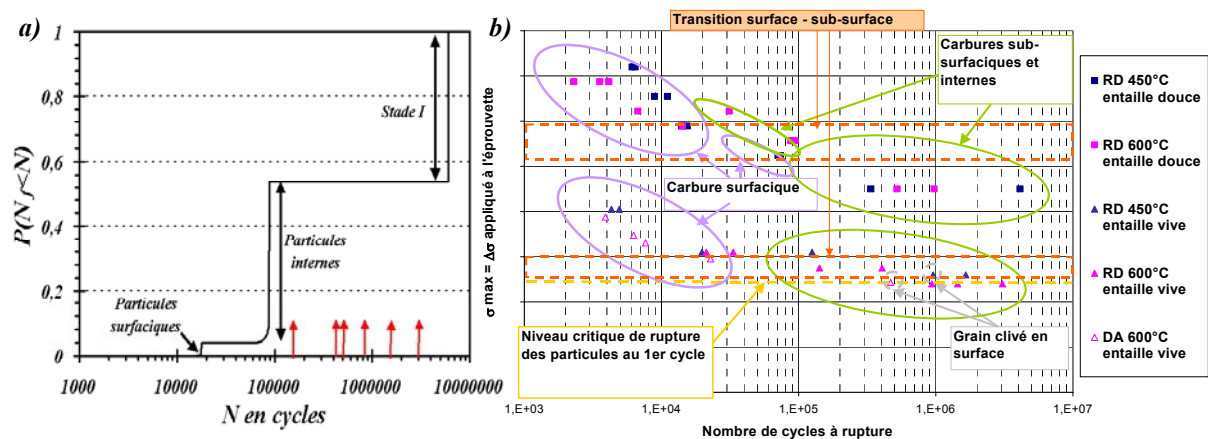


Figure 196 : a) Courbes des probabilités de rupture sur particules à un nombre de cycles N pour une surface sollicitée de 1 mm^2 avec un rapport nombre de particules internes sur nombre de particules surfaciques de 17 et une fraction de particules fissurées de 0.05% (Simulation d'un essai à 0.7% de déformation totale à 600°C). Les flèches représentent les durées de vie obtenues sur éprouvettes entaillées par SNECMA pour des chargements en surface proches de celles d'un essai à 0.7% ; b) Résultats obtenus par SMECMA Moteur sur éprouvettes entaillées pour deux rayons d'entaille à 450°C et 600°C sur deux alliages de type DA (RD: Revenu Direct).

Sur la **figure 196.a** sont reportées les durées de vie obtenues sur 6 éprouvettes entaillées testées par SNECMA Moteurs (flèches rouges). L'observation fractographique post mortem de ces éprouvettes a mis en évidence des amorçages sur particules en sous couche ou internes ainsi qu'un amorçage en Stade I. On note que, dans ce cas, notre modèle prévoit des durées de vie inférieures à celles obtenues pour ces éprouvettes. Ce phénomène est sans doute à attribuer à l'effet d'entaille. Dans notre cas, nous avons calculé les durées de vie avec le chargement en fond d'entaille et sans tenir compte du gradient de contrainte réel.

Nous avons maintenu la valeur du paramètre d'amorçage sur grain, A_{stadel} à $0.1 \mu\text{m} \cdot \text{cycle}$. Il serait toutefois nécessaire d'ajuster cette constante plus finement. La valeur de cette constante est sans doute comprise entre 0.1 et $1 \mu\text{m} \cdot \text{cycle}$. Une étude de l'influence de ce paramètre sur les durées de vie obtenues est présenté en **annexe 8**. L'analyse des résultats d'essais sur éprouvettes entaillées (c.f. **figure 196.b**) doit permettre d'estimer plus finement ce paramètre. Pour ce type d'éprouvette, la nature 3D de la sollicitation obtenue implique l'utilisation de calculs par éléments finis. Cette identification ne nécessite donc pas l'implémentation du modèle dans un logiciel de calcul par éléments finis. Cette étape sera évoquée par la suite.

Il est possible, comme pour la simulation à 1% de déformation, de tracer ces probabilités de rupture pour différentes surfaces. La **figure 197** présente ces résultats. On remarque sur cette figure la transition de l'amorçage sur particules internes vers l'amorçage sur grain en stade I pour les faibles surfaces. Cette transition n'est possible que pour des surfaces dont les dimensions sont proches de celles des zones sollicitées dans des éprouvettes entaillées. Pour les éprouvettes axisymétriques sans entailles testées au Centre Des Matériaux, dans ces conditions de sollicitation seules, la transition amorçage sur particules surfaciques / internes peut être constatée et cela pour la probabilité de rupture des particules la plus faible.

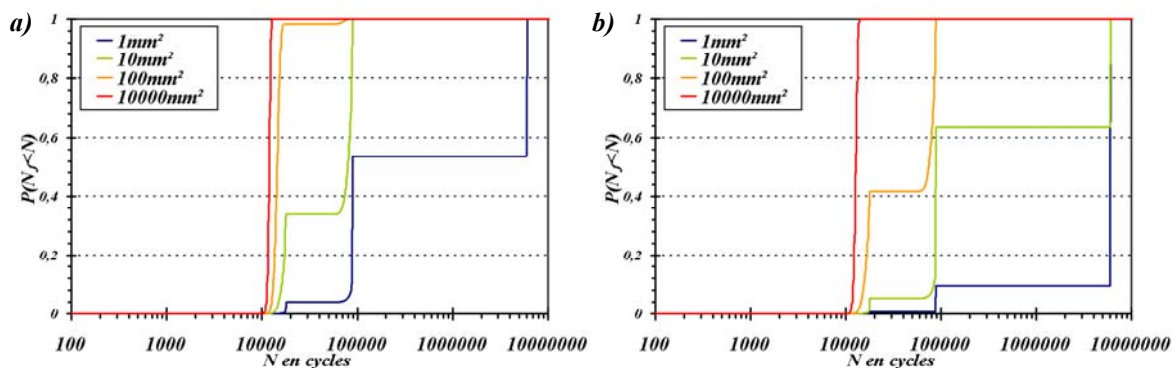


Figure 197 : Courbes des probabilités de rupture sur particules à un nombre de cycles N pour différentes surfaces sollicitées, avec un rapport nombre de particules internes sur nombre de particules surfaciques de 17 et pour une probabilité de rupture de : a) 0.007% ; b) 0.05% (Simulation d'un essai à 0.7% de déformation totale à 600°C).

Le modèle probabiliste proposé dans cette partie permet de rendre compte des transitions de mécanismes observées expérimentalement. Il serait tout de même utile pour affiner les prédictions d'effectuer d'autres essais:

- ❑ Des essais sur éprouvettes entaillées dont le but est de déterminer, pour différents rayons d'entaille, la position des transitions de mécanisme et ainsi caler une partie des paramètres du modèle. Ces essais sur éprouvettes entaillées sont en partie réalisés par SNECMA Moteurs dans le cadre du projet FAMICRO. Le dépouillement de ces essais est rendu assez délicat compte tenu de l'hétérogénéité du champ de contrainte et de déformation en fond d'entaille. Il est alors plus difficile de déterminer une « surface » et un « volume » sollicités. Cette partie ne peut pas être réalisée sans l'aide des techniques numériques. Nous aurons l'occasion de revenir sur ce point dans la **partie D** consacrée à la discussion.
- ❑ Des essais à faibles sollicitations pour déterminer plus finement et statistiquement la fraction de particules fissurées au premier chargement.
- ❑ Des mesures de vitesses de propagation de fissures sous vide afin de quantifier les nombres de cycles de propagation réalisés lorsque l'amorçage se produit en interne. Le facteur 5 pris pour les vitesses de propagation correspondantes a , en effet, été fixé de façon un peu arbitraire. L'étude paramétrique présentée en **annexe 8** a montré les effets de ce paramètre sur la durée de vie pour les amorçages internes.

Bien que certains paramètres du modèle ne soient pas parfaitement identifiés, le modèle basé sur une compétition de mécanismes permet de décrire qualitativement et semi-quantitativement les transitions observées. Cette approche probabiliste s'est avérée indispensable pour une bonne compréhension des résultats obtenus par V. Zerrouki [Zerr00].

8.3. SIMULATION 2D DE LA COALESCENCE

Lorsque la sollicitation en fatigue est sévère, un grand nombre de sites sont activés. La propagation de fissures à partir de ceux-ci conduit, compte tenu des densités de fissures, à des phénomènes d'interaction de fissures. Deux mécanismes distincts d'interaction de fissures sont présents :

- ❑ La coalescence qui s'accompagne d'une diminution de la durée de vie ;
- ❑ Le phénomène d'écran qui peut, dans certains cas, conduire à des blocages de fissures.
- ❑ Il est donc important pour une bonne compréhension du comportement en fatigue qu'un modèle soit capable de retranscrire ces interactions entre fissures. Dans notre cas, on note une seule direction de propagation de fissures (normale à la sollicitation), ce qui limite ce phénomène. Néanmoins, la coalescence de fissure a été observée dans le cas de l'alliage 718DA sous forte sollicitation, ainsi que des phénomènes d'écran, et d'éventuelles « répulsions » c. f. **figure 198**.

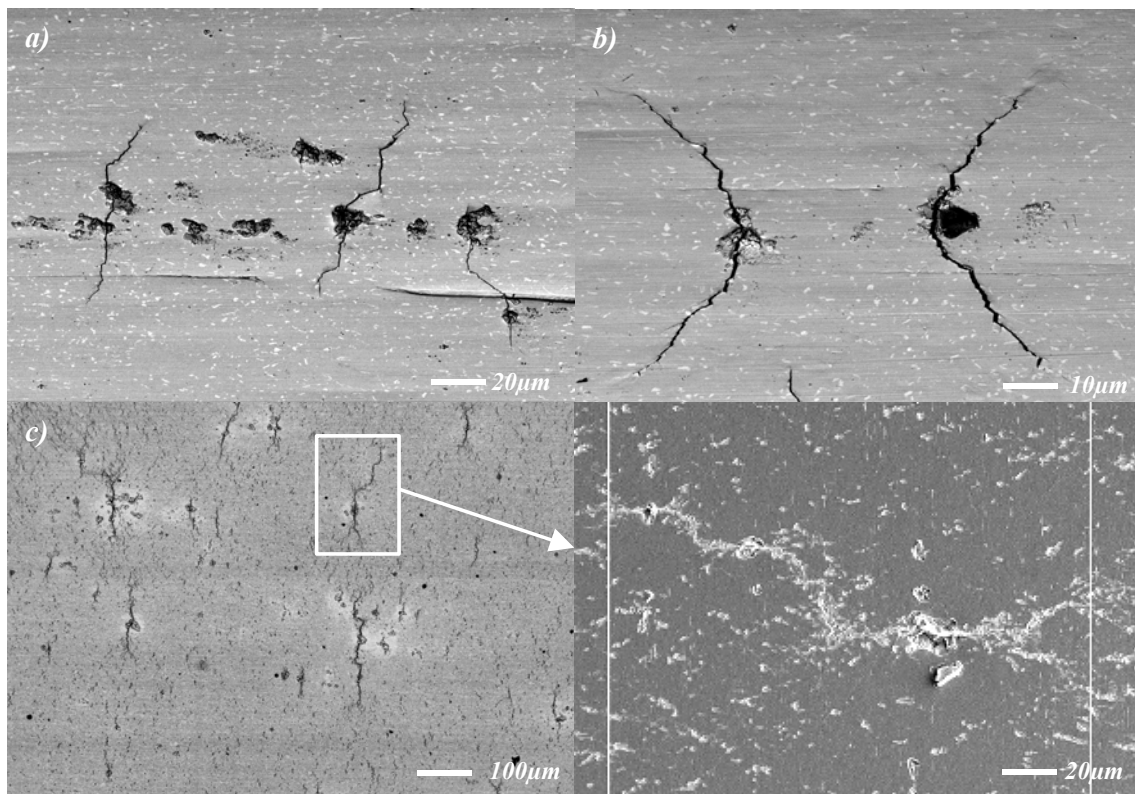


Figure 198 : Observations au MEB du fût à $N=485$ cycles d'une éprouvette sollicitée en contrôle de déformation à $R\varepsilon=0$, $\varepsilon_{max}=1.5\%$ 600°C a) multi-amorçage ; b) interactions entre fissures ; c) et d) coalescence de petites fissures.

8.3.1. SIMULATION DE LA REPARTITION DES CARBURES DANS L'ALLIAGE 718 :

La simulation de durée de vie à l'aide d'un modèle prenant en compte le phénomène de coalescence fait appel à des simulations numériques 2D explicites. Il est, dans un premier temps, important de pouvoir simuler le plus finement possible la répartition des particules dans l'alliage. Pour cela, il est nécessaire de définir la méthode de simulation de microstructure. Nous avons choisi de procéder de la façon suivante:

- La première étape consiste à déterminer si l'amas considéré est une particule isolée ou un amas de plusieurs particules. Connaissant le nombre total d'amas, 170 et le nombre de particules isolées : 103 un premier tirage aléatoire permet de définir s'il s'agit d'une particule seule ou d'un amas, tout en respectant les proportions pour chacun de ces types d'implantation.
- Le cas de la particule seule est ensuite traité indépendamment. Un tirage aléatoire respectant l'histogramme caractérisé par l'expression **43** permet de déterminer la taille de la particule. Deux derniers tirages permettent de déterminer l'implantation de la particule dans l'image. Une hypothèse de sphère dure est posée pour éviter les phénomènes de recouvrement. Compte tenu de la faible fraction surfacique de particules (0.2%), cette hypothèse s'est avérée inutile.
- Pour le cas des amas, il faut déterminer les dimensions de l'ellipse englobant les particules. La taille, c et le rapport c/a sont issus de deux tirages aléatoires respectant leur histogramme respectif. L'expression choisie pour simuler ces histogrammes est une loi de type β identifiée à partir des mesures expérimentales présentées à la **figure 107** :

$$N(c) = N_c^0 \frac{c^{\alpha_c} (c_{\max} - c)^{\beta_c}}{B_{\alpha_c \beta_c} c_{\max}^{\alpha_c + \beta_c + 1}} \quad \text{où} \quad B_{\alpha_c \beta_c} = \int_0^1 t^{\alpha_c} (t-1)^{\beta_c} dt \quad (58)$$

$$N\left(\frac{c}{a}\right) = N_{c/a}^0 \frac{\left(\frac{c}{a}\right)^{\alpha_{c/a}} \left(\left(\frac{c}{a}\right)_{\max} - \frac{c}{a}\right)^{\beta_{c/a}}}{B_{\alpha_{c/a} \beta_{c/a}} \left(\frac{c}{a}\right)_{\max}^{\alpha_{c/a} + \beta_{c/a} + 1}} \quad \text{où} \quad B_{\alpha_{c/a} \beta_{c/a}} = \int_0^1 t^{\alpha_{c/a}} (t-1)^{\beta_{c/a}} dt \quad (59)$$

- Il faut ensuite déterminer l'orientation des amas, à l'aide d'un autre tirage aléatoire respectant l'histogramme d'orientation des amas c.f. **figure 108**. L'expression choisie pour simuler ces histogrammes est aussi une loi de type β :

$$N(\theta) = N_\theta^0 \frac{\theta^{\alpha_\theta} (\theta_{\max} - \theta)^{\beta_\theta}}{B_{\alpha_\theta \beta_\theta} \theta_{\max}^{\alpha_\theta + \beta_\theta + 1}} \quad \text{où} \quad B_{\alpha_\theta \beta_\theta} = \int_0^1 t^{\alpha_\theta} (t-1)^{\beta_\theta} dt \quad (60)$$

Les valeurs des coefficients sont présentées dans le **tableau 13**:

	N ⁰ en amas pour 15.6mm ²	α	β	Max
N(c)	1550	1.4	26	400 en μm
N(c/a)	18	1.7	4	1
N(θ)	1600	12	34	360 en degrés

Tableau 13 : Table des paramètres identifiés des lois β utilisées pour simuler la microstructure.

La détermination du nombre de particules dans l'amas est plus délicate. Un tirage aléatoire dans un histogramme de nombre de particules par amas n'est pas possible. Cette méthode pourrait attribuer à un amas de faible taille un grand nombre de particules et, inversement, à un gros amas un faible nombre de particules. Nous avons pour cela décidé de tracer l'évolution du nombre de particules par amas en fonction de la taille de l'amas. Compte tenu de la dispersion observée sur ce paramètre, nous avons choisi d'utiliser deux courbes reliant le nombre de particules à la taille, c de l'ellipse (c. f. **figure 109**). Un tirage aléatoire entre 0 et 1 vient ensuite

créer une dispersion de ± 2.5 particules autour de la courbe moyenne. L'expression utilisée est la suivante :

$$Nb_{part} = 0.0004c^2 + 0.0783c - 0.975 + rand \times 5 \quad (61)$$

Il faut ensuite placer les particules dans l'amas. Dans un premier temps, il est nécessaire de déterminer les coordonnées de pixels formant l'ellipse caractéristique de l'amas à simuler. Ces coordonnées connues, un tirage aléatoire dans cette liste de pixels permet de positionner le barycentre de la première particule. Un autre tirage permet de déterminer la taille de la particule. Les coordonnées de tous les pixels décrivant cette particule sont ensuite enlevées de la liste. Un autre tirage dans la liste écourtée permet de positionner le barycentre de la deuxième particule. Il faut ensuite déterminer sa taille et vérifier qu'aucun recouvrement n'est obtenu. Si c'est le cas, une autre position est tirée aléatoirement. Lorsque dix tirages aléatoires ne permettent pas de positionner la particule dans l'amas, un autre amas est simulé. Lors des simulations aucun évènement de ce type n'a été constaté.

- L'arrêt de l'implantation de particules est réalisé lorsque la fraction surfacique de particules simulées est égale à celle obtenue expérimentalement (0.2%).

La **figure 199** présente la répartition des particules dans les amas. On note un bon accord entre la microstructure simulée et la microstructure réelle de l'alliage.

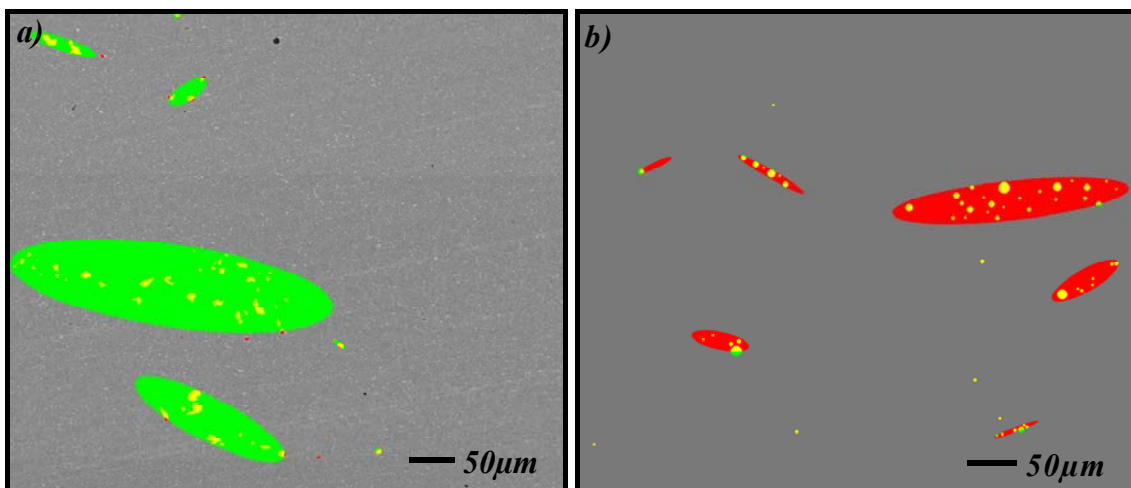


Figure 199 : Confrontation microstructure a) réelle ; b) simulée.

La **figure 200** présente le résultat d'une simulation complète de microstructure à travers la représentation elliptique des amas. La simulation de la microstructure semble en bon accord avec les observations expérimentales.

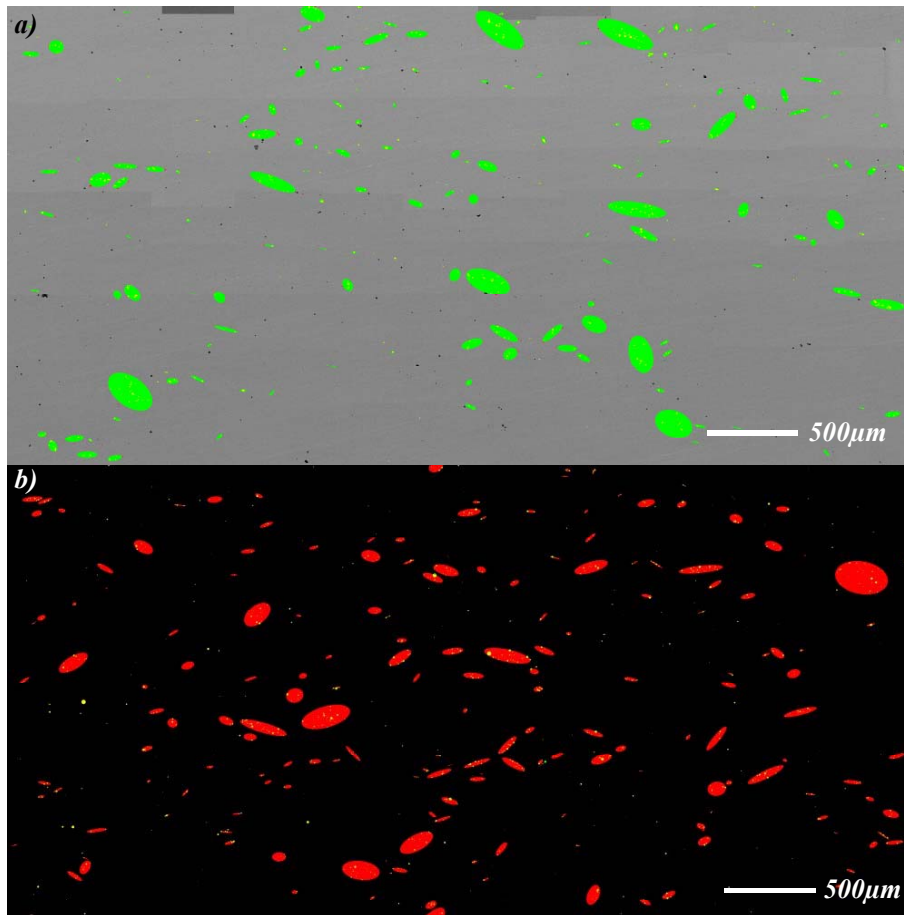


Figure 200 : Estimation elliptique de la répartition en amas dans l'alliage 718 DA la direction tangentielle est horizontale a) réelle ; b) simulée.

La microstructure de l'alliage 718 DA dans le sens long peut être simulée numériquement. Il est alors possible à partir de ces résultats de simuler les répartitions de carbures dans l'alliage. Connaissant pour une sollicitation donnée la fraction de particules fissurées au premier chargement, il est possible de définir dans cette population de particules quelles sont les particules fissurées par un tirage aléatoire. Le modèle donne ainsi accès aux différents sites d'amorçage.

8.3.2. MODELE DE COALESCENCE :

Ces simulations sont réalisées directement à partir d'images 2D de l'implantation des fissures. Une relation entre la taille des pixels et la taille réelle est définie dans notre cas : 1 pixel = $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$. Le critère d'interaction de fissures que nous avons choisi est le recouvrement des zones plastiques, celui également choisi par Argence [Arge96] et Fedelich & al. [Fed98]. Les zones plastiques ont des formes elliptiques orientées à $\pm 60^\circ$ par rapport à la fissure. Ces simulations étant de nature explicite, il est important d'effectuer un nombre d'itérations le plus important possible afin d'en limiter les erreurs. A chaque itération, toutes les fissures sont traitées les unes après les autres. Elles peuvent, soit se propager indépendamment des autres fissures, soit coalescer en se propageant vers une autre fissure. Le modèle de propagation utilisé est celui proposé par Tomkins [Tomk68]. Pour un nombre de cycles donné, ΔN , en partant d'une fissure de taille a_N au cycle N, la fissure se propage de Δa entre les cycles N et N + ΔN , en suivant l'expression suivante:

$$\Delta a = a_N (e^{\alpha \cdot \Delta N} - 1) \quad (62)$$

Pour nos simulations $\alpha \cdot \Delta N$ est le paramètre de propagation du modèle dont la valeur est ajustée à chaque itération pour que la plus petite fissure de la simulation se propage de 3 pixels à l'itération suivante. Rappelons que la valeur de α est définie par les conditions de sollicitation :

$$\alpha = \frac{\pi^2}{8} \frac{\Delta \varepsilon_p \Delta \sigma^2}{(2\bar{T})^2} \left(1 + \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{\Delta \sigma}{2\bar{T}_1} \right)^2 \right) \quad (63)$$

La simulation étant explicite, cet ajustement à chaque pas permet de réduire les erreurs induites par une propagation sur de « grandes distances » de fissures lorsque les tailles de fissures sont importantes. Dans ces simulations, on définit l'interaction entre deux fissures lorsque leurs zones plastiques interagissent. La coalescence n'est possible que lorsque les zones plastiques de l'extrémité droite d'une fissure interagit avec les zones plastiques de l'extrémité gauche d'une autre fissure. Lorsque deux extrémités droites ou gauches voient leurs zones plastiques se rencontrer, il y a un phénomène d'écran et non de coalescence. Ce phénomène a partiellement été introduit dans le modèle mais n'a pas été utilisé dans le cadre de nos simulations. Les extensions de ce modèle sont présentées en **annexe 7**. La taille de la zone plastique est définie à l'aide du modèle proposé par Dugdale établi en contrainte plane. Dans ce modèle, la taille de la zone plastique est proportionnelle à la longueur de fissures et suit l'expression suivante, comme on l'a indiqué précédemment :

$$D_{DB} = \left[\frac{1}{\cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\bar{T}}\right)} - 1 \right] a = \alpha_{zp} a \quad (34)$$

La taille de zone plastique sera caractérisée dans le programme par le coefficient de proportionnalité α_{zp} reliant la taille de la zone plastique à la taille de la fissure. La valeur de ce coefficient est, elle aussi, directement dépendante des conditions de sollicitation. Elle est déterminée en début de simulation tout comme le coefficient α .

La forme de la zone plastique est supposée elliptique. Elle est formée par le raccordement de deux demi-ellipses selon leurs petits axes. Les rapports c/a de ces deux demi-ellipses sont 1.5 et 3. Le grand axe de l'ellipse, est donné par la valeur de D_{DB} . Le petit axe est donc égal à $D_{DB}/2.25$. Cette forme est proche de celle des ailes de papillons habituellement utilisées pour représenter les zones plastiques.

Le programme de simulation considère que la taille des fissures initiales est égale au diamètre de la particule dans la direction normale à la sollicitation. Le calcul se décompose en plusieurs étapes :

- ❑ Sélection de l'extrémité de la première fissure,
- ❑ Détection des extrémités de fissure à proximité de l'extrémité de la fissure traitée.
- ❑ Tracé des zones plastiques de la fissure ;
- ❑ Tracé des zones plastiques susceptibles de produire une coalescence (interaction d'une extrémité de fissure droite avec une extrémité de fissure gauche). Si les zones plastiques se rencontrent, les deux fissures se propageront l'une vers l'autre jusqu'à coalescence. La **figure 201** illustre ces deux étapes. En l'absence de mesures expérimentales, lorsque deux fissures coalescent, la vitesse de propagation

de ces fissures l'une vers l'autre est la vitesse correspondant à la propagation d'une fissure de la taille moyenne de ces deux fissures. Il serait possible d'introduire une vitesse infinie, ce qui correspondrait à une coalescence instantanée ou bien de faire varier la vitesse en fonction de la longueur du ligament et celles des deux fissures. Si aucune interaction n'est détectée, la fissure se propage sans interaction d'une longueur définie par le modèle de Tomkins.

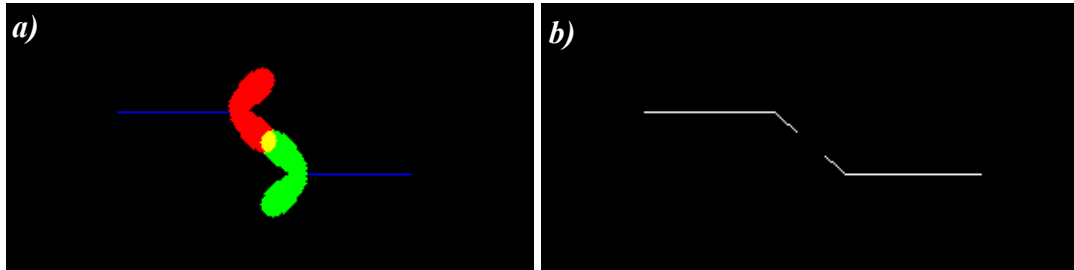


Figure 201 : Schéma représentatif de la simulation de coalescence a) interaction des zones plastiques b) Coalescence des deux fissures.

8.3.3. RESULTATS DU MODELE

Le modèle P2 étant basé sur les techniques d'analyse d'images, la taille des images susceptibles d'être traitées est liée à la quantité de mémoire disponible. Compte tenu des temps de calcul nécessaires pour chaque simulation, les calculs ont été menés parallèlement à l'identification des paramètres du modèle. Les surfaces maximales pouvant raisonnablement être simulées doivent être inférieures à 5000*5000 pixels. Dans ce cas, la taille d'un calcul est de l'ordre de 750 Mo. Une autre contrainte est le nombre de particules fissurées puisque le nombre de calculs à effectuer pour une simulation est directement lié au nombre de fissures. Les mesures réalisées à l'aide de la technique des répliques ont permis d'estimer à 30% la fraction de particules fissurées pour un essai à 1.5% de déformation. Pour ces conditions, les paramètres sont les suivants : $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa ; le cycle est considéré symétrique en contrainte.

Lors de ces simulations aucune mesure expérimentale de coalescence n'avait été réalisée. Nous avons donc dû estimer la valeur du paramètre α_{zp} . La valeur déterminée pour ces conditions est de 0.6, ce qui, d'après l'expression proposée par Dugdale (eq.34), correspond pour une contrainte maximale de 900 MPa à un paramètre $\bar{T}_{zp} = 1575$ MPa. Cette estimation est cohérente avec les mesures effectuées par la suite lors de l'essai de coalescence ($\bar{T}_{zp}=1350$ MPa). Nous avons tout de même surestimé les tailles de zones plastiques d'environ 0.3%. Dans le cas de nos simulations, les paramètres sont les suivants : $\bar{T}=1170$ MPa ; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ Mpa, soit $\alpha=0.00636$ cycles⁻¹.

8.3.3.1. Effet d'échelle :

Afin de quantifier l'effet d'échelle, la première série de simulations a été réalisée pour des tailles différentes (1000*1000 ; 1500*1500 et 2500*2500). Dans ce cas, l'implantation des sites d'amorçage est aléatoire et leurs tailles sont issues des résultats d'analyse d'image obtenus par Cayron [Cay95]. La **figure 202** présente l'histogramme de tailles des particules utilisé dont les tailles sont sensiblement supérieures à celles qui ont été identifiées sur le disque de l'étude.

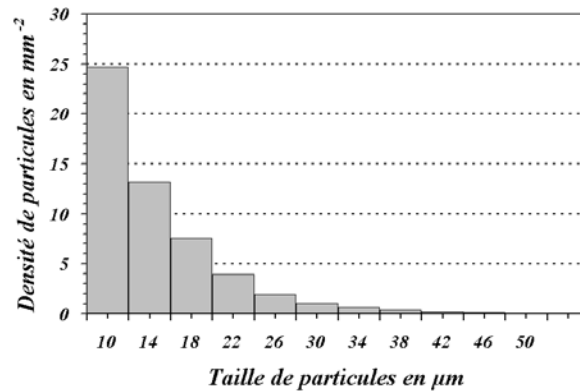


Figure 202 : Histogramme de taille des particules mesurées sur l'alliage 718DA [Cay95].

Les résultats ont été obtenus pour 54 particules par mm^2 soit 16 fissures par mm^2 . Le nombre de simulations réalisées est de 15 pour les simulations 2500*2500, 17 pour les simulations 1500*1500 et 31 pour les simulations 1000*1000. Pour tous ces calculs, le critère d'arrêt est une taille de fissure supérieure à 1 mm. Le **tableau 14** présente quelques grandeurs caractéristiques de ces résultats.

	2500*2500	1500*1500	1000*1000
<i>Moyenne</i>	434	476	545
<i>Médiane</i>	435	469	551
<i>Ecart type</i>	42	36	60
<i>Max</i>	486	529	644
<i>Min</i>	313	432	446

Tableau 14 : Table des résultats de simulations numériques donnant le nombre de cycles obtenus par simulation ($\Delta\epsilon_t=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800 \text{ MPa}$; histogramme de tailles des particules **figure 201**)

On note dans ce tableau un faible effet d'échelle sur les valeurs moyennes et médianes. On remarque néanmoins que la durée de vie moyenne est d'autant plus élevée que la dimension du modèle est faible. Les résultats ne permettent pas de mettre en évidence un fort effet sur l'écart type. La **figure 203** présente les histogrammes des durées de vie obtenues pour ces simulations. On remarque un histogramme moins chaotique pour les simulations 1000*1000, ce que l'on peut directement lier au nombre de simulations effectuées.

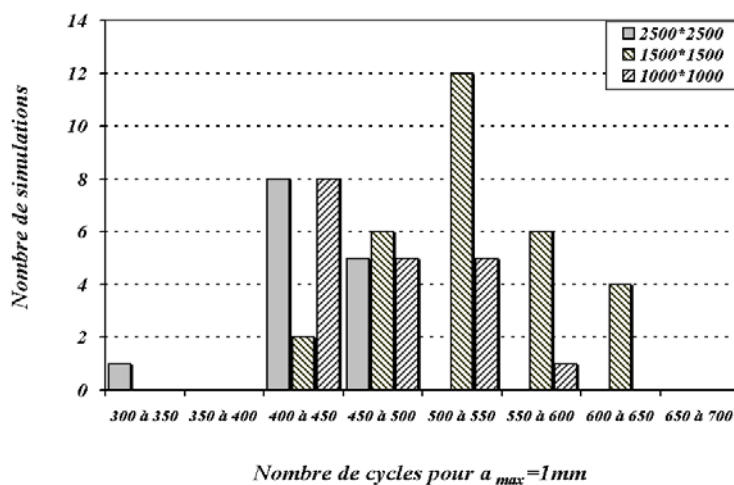


Figure 203 : Histogrammes des durées de vie simulées pour trois tailles de simulations 1000*1000 , 1500*1500 et 2500*2500 pour des essais à $\Delta\epsilon_t=1.5\%$ à 600°C.

Ces durées de vie sont en assez bon accord avec l'essai réalisé à 1.5% qui a conduit à un nombre de cycles à rupture de 485 et cela pour une fissure de taille plus importante. Il est possible de comparer l'endommagement mesuré sur l'éprouvette à celui simulé. La **figure 204** présente une micrographie de la surface de l'éprouvette et en regard, le résultat de la simulation. On remarque des tailles de particules supérieures dans les simulations, ce qui conduit sans doute à une sous-estimation de la durée de vie simulée. Les éprouvettes testées ayant des surfaces sollicitées de l'ordre de 300 mm², elles doivent conduire à des durées de vie légèrement inférieures à celles simulées, compte tenu de l'effet d'échelle.

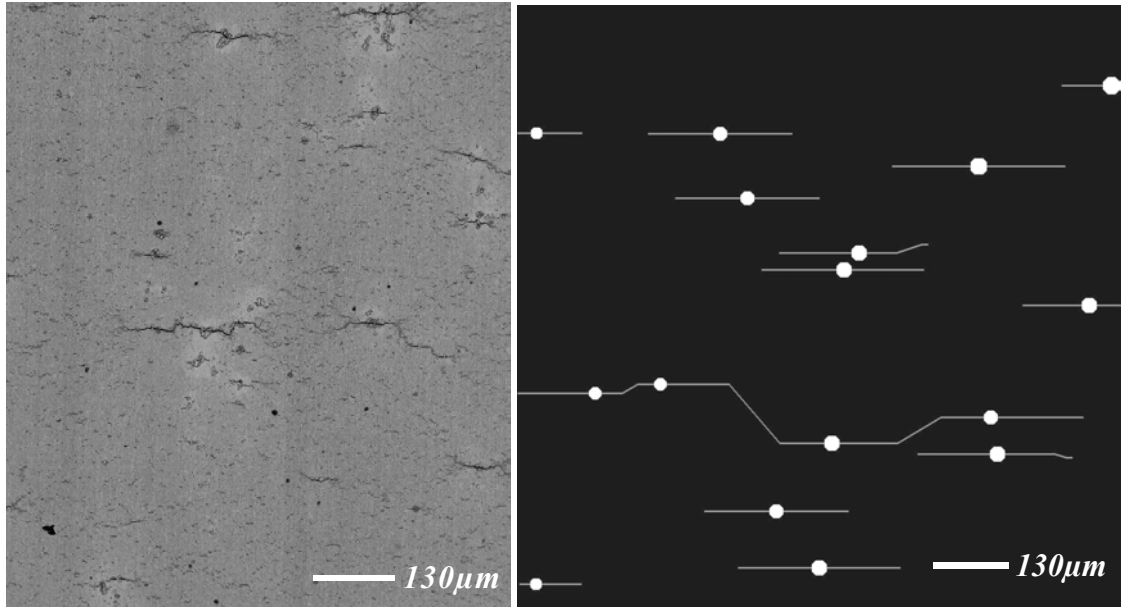


Figure 204 : Comparaison expérience ($N_f=485$ cycles) simulation ($N_f=402$ cycles) pour une même surface de 1 mm² (résultats obtenus avec l'histogramme de la **figure 202**).

La **figure 205** présente les probabilités de rupture en fonction du nombre de cycles calculé pour les différentes tailles de simulation. Le positionnement des points expérimentaux s'effectue par tri des valeurs par ordre croissant. Une fois les valeurs triées, on associe à chaque simulation sa durée de vie et une probabilité égale à son rang auquel on vient retrancher 0.5 divisé par le nombre d'essais :

$$P(N_f < N) = \frac{i - 0.5}{N} \quad (64)$$

où i est le rang et N le nombre d'essais.

Ces résultats ont permis l'identification d'une loi de type Weibull, bien que le nombre de points soit insuffisant pour garantir les valeurs identifiées. La probabilité de rupture à un nombre de cycles N_f inférieur à un nombre de cycles donné, N est définie par l'expression suivante :

$$P(N_f < N) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{S}{S_0} \right) \left(\frac{N}{N_0} \right)^m \right] \quad (65)$$

Les valeurs identifiées de S_0 , N_0 et m sont respectivement égales à 7mm², 450 cycles et 11. A partir de ce modèle, il est possible de calculer les durées de vie associées à des surfaces sollicitées plus importantes. Les courbes de durée de vie calculées sont présentées à la **figure 205** pour les simulations 1000*1000 (1 mm²), 1500*1500 (2.25 mm²) et 2500*2500 (6.25 mm²) ainsi que pour deux autres surfaces 100 mm² et 10000 mm². Le modèle prédit dans ce

cas un abattement de durée de vie proche de 40% lors du passage d'une simulation de 1mm² à 300 mm² et de l'ordre de 50% pour le passage de 1 mm² à 10000 mm². La simulation de durée de vie pour une surface de 300mm² conduit à une durée de vie moyenne de 327 cycles avec un écart type de 26 cycles. La valeur moyenne pour 10000 mm² est proche de 232 cycles et l'écart type de 19 cycles. Ces conditions simulées pour de faibles nombres de cycles ont tendance à gommer les effets d'échelle. Ceux-ci seraient probablement plus marqués pour des sollicitations plus faibles.

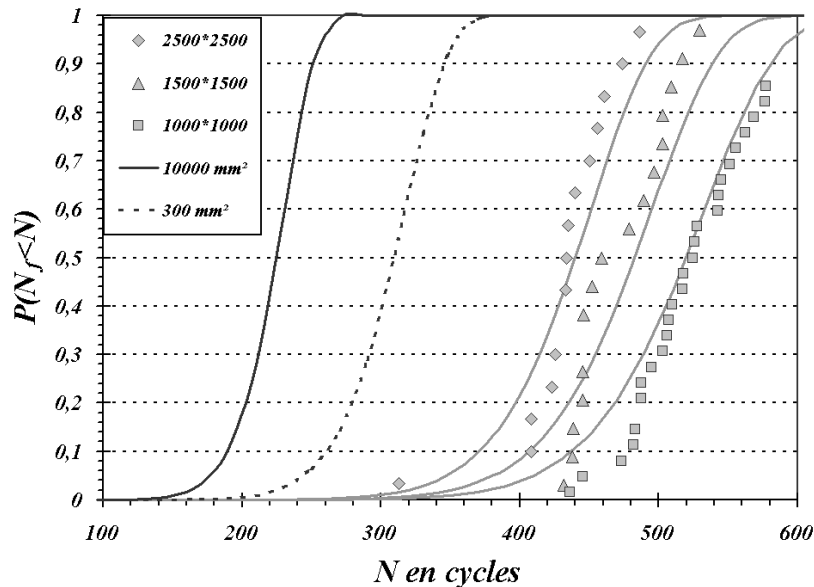


Figure 205: Comparaison des résultats obtenus par simulation et ceux simulés à l'aide d'un modèle de Weibull (résultats obtenus avec l'histogramme de la **figure 202**).

8.3.3.2. Effet du fibrage :

Une fois le modèle de simulation de microstructure calé, nous avons tenté de quantifier l'effet du fibrage sur la durée de vie en fatigue. Lorsque la répartition des particules n'est pas aléatoire mais en amas, deux phénomènes s'opposent :

- si deux particules voisines dans un amas se fissurent, la durée de vie sera faible puisqu'une fissure de taille importante sera très rapidement obtenue suite à leur coalescence. La mise en amas conduit, dans ce cas, à une faible durée de vie.
- si maintenant l'essai est réalisé dans le sens long, on peut aussi penser que les fissures vont avoir tendance à se superposer. Elles ne coalescent que très peu, et pourront même s'écranter, ce qui aurait pour effet d'augmenter la durée de vie.

La **figure 206** présente schématiquement ces deux cas de figure.

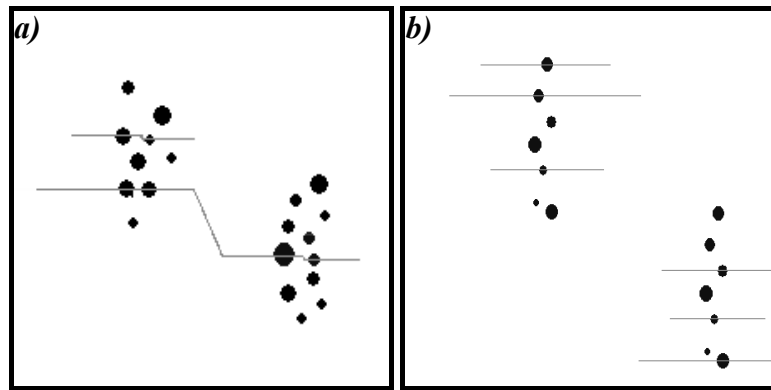


Figure 206 : Représentation schématisée des deux effets opposés que peut produire la répartition en amas des particules : a) cas le plus néfaste avec une coalescence rapide de fissures au sein d'un même amas ; b) cas le plus bénéfique avec aucune coalescence et des effets d'écran.

D'une implantation des particules en amas, on peut donc attendre plus de dispersion sur les durées de vie. Pour tester l'effet de l'implantation, nous avons simulé 20 répartitions de particules en amas. A partir de ces 20 simulations de microstructure, 20 calculs ont tout d'abord été réalisés pour une sollicitation dans le sens long. Pour chacune de ces simulations, nous avons relevé les particules fissurées. Nous avons ensuite simulé des implantations spatiales aléatoires avec des tailles de fissures initiales identiques à celles des simulations en amas. L'étude comparée de ces deux séries de 20 simulations doit nous permettre de quantifier l'effet de la mise en amas des particules.

Les 20 microstructures en amas ont parallèlement été simulées pour une sollicitation dans le sens travers, ce qui nous permet de quantifier l'effet de l'orientation du fibrage. En tout, 60 simulations de tailles 1500*1500 ont été réalisées à partir des mêmes tailles initiales de particules. Le **tableau 15** présente les grandeurs statistiques caractéristiques de ces simulations. On note que la mise en amas conduit bien à une augmentation de la durée de vie mais aussi de la dispersion. Les simulations réalisées pour une sollicitation dans le sens travers semblent donner lieu à des durées de vie légèrement plus importantes que celles obtenues pour le sens long, ce qui est assez surprenant. En revanche, la dispersion est beaucoup plus importante. Une plus grande statistique serait tout de même nécessaire pour affirmer ces points.

	<i>Aléatoire</i>	<i>Sens travers</i>	<i>Sens long</i>
<i>Moyenne</i>	680	742	741
<i>Médiane</i>	690	756	738
<i>Ecart type</i>	50	106	58
<i>Max</i>	755	898	889
<i>Min</i>	536	356	662

Tableau 15 : Table des résultats de simulations numériques ($\Delta\epsilon_t=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa ; histogramme de tailles des particules **figure 102**).

La **figure 207** présente les histogrammes des durées de vie obtenus pour ces différentes simulations.

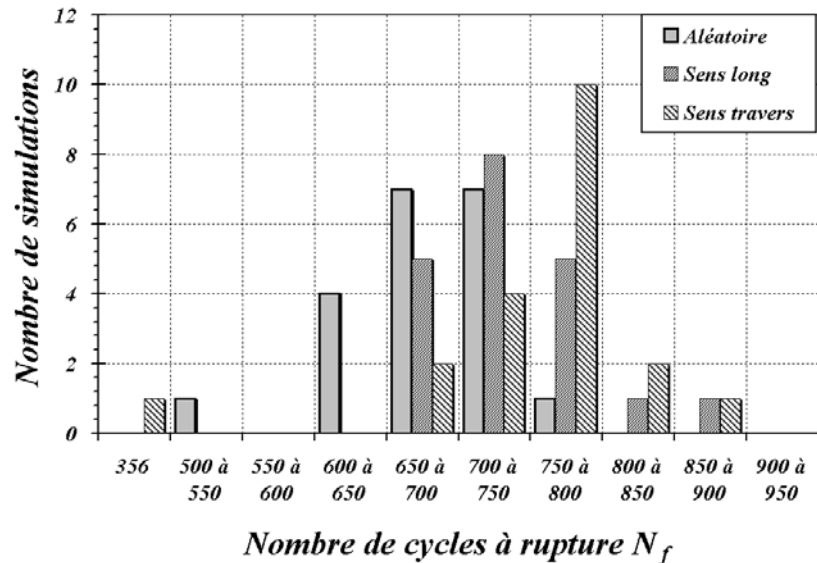


Figure 207: Histogrammes des durées de vie simulées pour trois types d'implantation de particules : aléatoire, en amas sollicité dans le sens long et en amas sollicité dans le sens travers ($\Delta\epsilon_i=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa ; histogramme de tailles des particules **figure 102**).

Les endommagements simulés sont plus proches de ceux obtenus expérimentalement que dans le cas précédent. La **figure 208** présente ces résultats. Les durées de vie simulées pour ces petites surfaces sont plus importantes que celles obtenues expérimentalement. Cette surestimation de la durée de vie peut être attribuée à l'effet d'échelle.

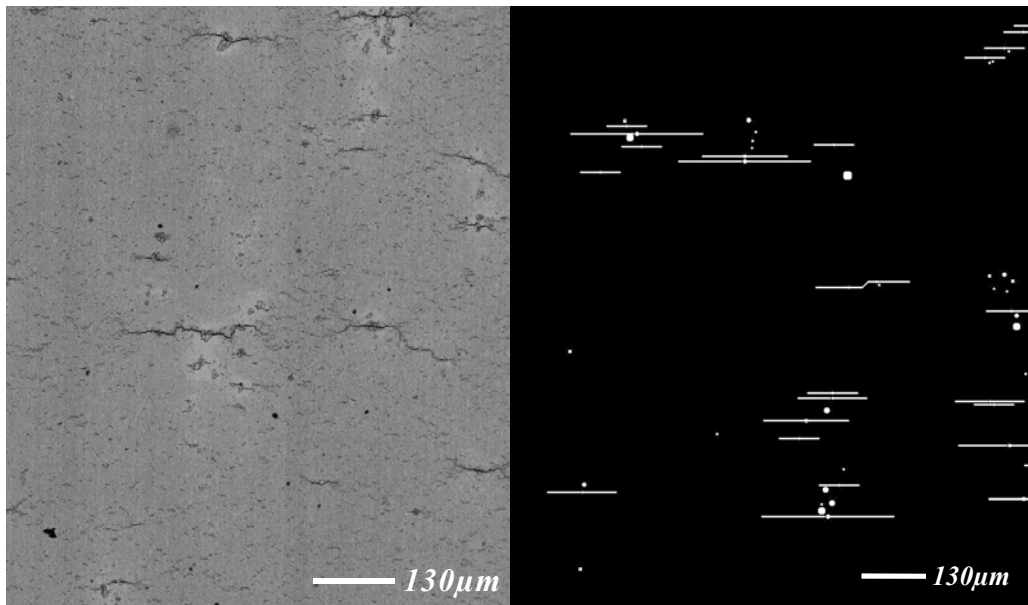


Figure 208 : Comparaison expérience ($N_f=485$ cycles) simulation ($N_f=780$ cycles) pour une même surface de 1mm^2 ($\Delta\epsilon_i=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa ; histogramme de tailles des particules **figure 102**).

Il est possible, comme dans le cas précédent, de tracer les probabilités de rupture en fonction du nombre de cycles et d'identifier les paramètres du modèle proposé par Weibull à partir de ces résultats. Les valeurs ainsi obtenues sont reportées dans le **tableau 16** :

Aléatoire	Sens travers	Sens long
-----------	--------------	-----------

N_0 en cycles	660	720	700
S_0 en mm ²	7	7	7
m	18	15	15

Tableau 16 : Table des résultats de simulations numériques ($\Delta\epsilon_i=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa ; histogramme de tailles des particules **figure 102**).

La **figure 209** présente ces résultats ainsi que les simulations des durées de vie obtenues à l'aide d'un modèle de Weibull pour deux surfaces (300 et 10000 mm²) et les compare à celles obtenues à l'aide du modèle probabiliste sans coalescence, P1 pour 2.25 mm², 300 mm² et 10000 mm².

L'identification du modèle de Weibull pour le sens long (c.f. **tableau 16**) permet de calculer les durées de vie moyennes pour des surfaces plus importantes. Ainsi, la durée de vie moyenne associée à une éprouvette de 300 mm² est de l'ordre de 525 cycles, ce qui est proche de la valeur obtenue expérimentalement (485 cycles).

L'utilisation de microstructures simulées a permis d'affiner les résultats du modèle principalement par l'utilisation de l'histogramme de taille de particules réelle. En effet, l'utilisation de l'histogramme présenté à la **figure 202** conduit à des durées de vie moyennes plus faibles (325 cycles). Cet effet est lié aux tailles de particules plus importantes pour les simulations utilisant l'histogramme présenté à la **figure 202** que pour celles réalisées à partir de l'histogramme réel (c. f. **figure 102**). On remarque aussi que cette modification de l'histogramme conduit à une diminution de la dispersion, le coefficient m de l'expression de Weibull passant de 11 à 18 lorsque l'on passe de l'histogramme de taille identifié par Cayron [Cay95] (c. f. **figure 202**) à celui de l'étude (c. f. **figure 102**).

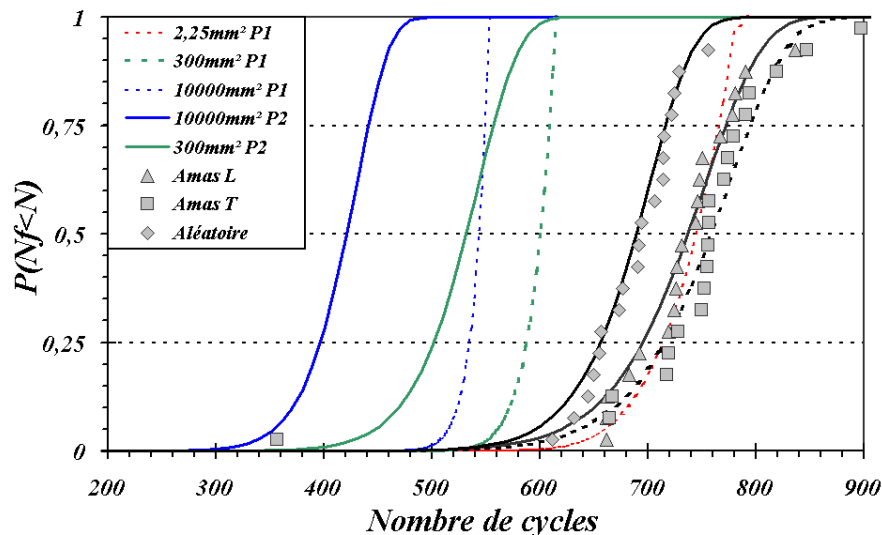


Figure 209: Comparaison des résultats obtenus pour $\Delta\epsilon_i=1.5\%$; $\Delta\epsilon_p=0.51\%$; $\Delta\sigma=1800$ MPa avec l'histogramme de tailles des particules **figure 102** par : simulation probabiliste sans coalescence (2.25 mm², 300 mm² et 10000 mm² modèle P1) ; simulation 2D avec coalescence pour différentes implantations (Implantation en amas sens long et sens travers et implantation aléatoire modèle P2) ; les estimations des durées de vie avec coalescence pour des surfaces plus importantes à l'aide d'un modèle de Weibull (300 mm² et 10000 mm²).

La confrontation des résultats du modèle P1 pour une surface de 2.25 mm² à ceux des simulations 2D révèle un faible effet de la coalescence sur la durée de vie moyenne. En revanche la dispersion est plus importante pour le modèle P2. Pour des surfaces

représentatives de la surface d'une éprouvette, le modèle P1 conduit à une durée de vie moyenne de 600 cycles. Pour les mêmes conditions, la durée de vie moyenne calculée avec le modèle P2 est sensiblement plus faible (525 cycles). On note un effet d'échelle plus marqué pour le modèle P2 que pour le modèle P1.

Enfin, on retrouve l'effet de la mise en amas évoqué précédemment conduisant à une légère augmentation de la durée de vie.

Pour des sollicitations plus faibles, la probabilité de rupture des particules étant plus faible, les probabilités de coalescence seront réduites. On peut, dans ce cas, s'attendre à des résultats plus proches de ceux obtenus avec le modèle probabiliste sans coalescence (P1). Enfin, bien que l'effet de la coalescence n'ait pu être vérifié sur des simulations de tailles comparables à celles des éprouvettes, on peut tout de même supposer que son effet sur la durée de vie est assez limité. Il serait important pour confirmer ce point d'identifier le modèle de Weibull pour des simulations de tailles plus importantes ainsi que pour un plus grand nombre de simulations.

Le principal intérêt de ce type de modèle est qu'il permet de tenir compte des effets d'échelle et d'associer des probabilités de rupture pour une durée de vie donnée.

Rappelons qu'industriellement, les courbes de durée de vie utilisées pour le dimensionnement sont obtenues à partir d'essais sur éprouvettes de laboratoire. Les durées de vie ainsi sont calculées à moins trois écarts types, $-3s$, ce qui permet de remonter à une probabilité de rupture donnée pour le dimensionnement des pièces. Un coefficient de sécurité vient ensuite s'ajouter à l'estimation de cette valeur minimale.

Résumé :

Le modèle probabiliste proposé est basé sur la compétition entre trois mécanismes d'amorçage : amorçage sur particules surfaciques ou internes , amorçage en Stade I.

Un premier modèle prenant en compte l'histogramme de tailles des particules ainsi que les probabilités de rupture de celles-ci permet de prédire qualitativement et quantitativement ces transitions de mécanismes. Ce modèle permet d'appréhender les effets d'échelle dans le cas d'une fissure unique. Une identification plus fine de certains paramètres du modèle (amorçage en stade I et propagation sous vide) serait nécessaire pour permettre une meilleure prévision des nombres de cycles correspondant à la transition entre les mécanismes d'amorçage.

Un modèle de simulation 2D de type Monte-Carlo a été développé. Il permet de prendre en compte la coalescence de petites fissures. Ce modèle comporte deux étapes : l'analyse et la simulation de la microstructure de l'alliage 718DA ; la simulation de l'endommagement en fatigue de l'alliage. Ce modèle peut donner accès à l'effet du fibrage sur la durée de vie en fatigue. Les résultats de ces simulations sont encourageants bien que les temps de calcul ne permettent pas encore l'obtention d'une statistique importante.

La modélisation probabiliste présentée ici est basée sur la compétition entre les trois mécanismes d'amorçage observés. Elle donne accès à une probabilité de rupture et non pas à un nombre de cycles à rupture et permet de les associer aux volumes et surfaces sollicités. Elle donne ainsi accès aux effets d'échelle. L'approche Monte-Carlo présente l'avantage de simuler directement l'endommagement. Une identification plus fine des paramètres des différents modèles serait nécessaire pour en augmenter la précision.

BIBLIOGRAPHIE

- [Arge96] D. Argence, Endommagements couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial appliqué à un acier inoxydable austénitique, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (1996).
- [Brück93] A. Brückner-Foit, H. Jäckels, U. Quadfasel, Prediction of the lifetime distribution of high-strength components subjected to fatigue loading, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 16, n°8, (1993), pp. 891-908.
- [Cay95] C. Cayron, Influence des carbures primaires sur la tenue en fatigue des disques en Inco718, Mémoire de stage Ingénieur de l'Ecole des Mines de Nancy, (1995).
- [Chant00] I. Chantier-De Lima, Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie, Thèse de doctorat, ENS Cachan, (2000).
- [DeHo68] R. T. DeHoff, F. N. Rhines, Quantitative Microscopy; Materials Science and Engineering Series, McGraw-Hill Book Company, (1968).
- [Fed98] B. Fedelich, A stochastic theory for the problem of multiple surface crack coalescence, International Journal of Fracture, Vol. 91, (1998), pp. 23-45.
- [Hyzak82a] J. M. Hyzak and I. M. Bernstein, The Effect of defects on the fatigue crack initiation process in two P/M superalloys : Part I. Fatigue origins, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, (1982), pp. 33-43.
- [Lefran86] A. Lefrançois, P. Clement and A. Pineau, The growth of short fatigue cracks in an aluminium alloy in relation to crack closure effect, in : International Conference on Fatigue of Engineering Materials and Structures, ed. Institution of Mechanical Engineers, MEP, London (UK), (1986), pp.59-65.
- [Shamb85] C. E. Shamblen and D. R. Chang, Effect of inclusions on LCF life of HIP plus heat treated powder metal Rene 95, Metallurgical Transactions B, Vol. 16B, (1985), pp. 775-784.
- [Tana82] K. Tanaka and T. Mura, A Theory of fatigue crack initiation at inclusions, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, (1982), pp. 117-123.
- [Tomk68] B. Tomkins, Fatigue crack propagation – An Analysis, Philosophical Magazine, Vol. 18, (1968), pp. 1041-1066.
- [Zerr00] V. Zerrouki, Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, Université EVE, (2000).

Partie D :

Discussion – Conclusions - Perspectives

DISCUSSION	197
9.1. EFFETS D'ENTAILLE	197
9.1.1. <i>Chargement en surface :</i>	197
9.1.2. <i>Profil de contrainte au premier quart de cycle</i>	200
9.1.3. <i>Courbes cycliques stabilisées</i>	203
9.2. CRITERE D'AMORÇAGE 3D.....	205
9.3. PROPAGATION.....	207
9.3.1. <i>Propagation paramétrée à l'aide du facteur d'intensité des contraintes, ΔK</i>	207
9.3.1.1. Cas d'une fissure unique.....	207
9.3.1.2. Cas de la coalescence de fissures colinéaires.....	211
9.3.1.3. Cas de l'effet d'écran.....	212
9.3.2. <i>Prise en compte du rapport de chargement</i>	213
9.4. METHODE PROPOSEE POUR LE TRAITEMENT D'UNE STRUCTURE REELLE	213
9.4.1. <i>Amorçage sur particules</i>	214
9.4.2. <i>Amorçage en Stade I</i>	216
9.4.3. <i>Propagation dans les premiers éléments</i>	216
9.4.4. <i>Méthode de calcul pour un disque de turbine :</i>	218
BIBLIOGRAPHIE.....	222
CONCLUSIONS	223
PERSPECTIVES	227

DISCUSSION

Le modèle de durée de vie proposé dans cette étude se révèle limité dans certains cas de figure. Dans cette partie, nous évoquons ces cas et nous présentons les démarches à appliquer pour étendre ce modèle au delà de ces limites. Pour cela, il faut revenir sur les sollicitations de la pièce en service. Les zones les plus fortement sollicitées d'un disque de turbine sont les alvéoles de fixation des aubes. Elles sont soumises, de par leur géométrie, à une sollicitation 3D. On s'interroge alors sur la méthode à employer pour transposer notre critère de fissuration uniaxial au cas d'une sollicitation 3D. Par ailleurs, le modèle de Tomkins utilisé pour la propagation de petites fissures permet de minimiser les effets de prélèvement, il est, en revanche, mal adapté pour de faibles sollicitations ou dans les zones à gradients de contrainte et de déformation. Enfin, une dernière partie est consacrée à la mise en œuvre de ce modèle à plus court terme. Ces deux aspects de l'étude sont traités sur des éprouvettes renfermant une double entaille du type de celles testées par Sansoz [Sans00]. Ces éprouvettes sont représentatives, en terme de facteur de concentration de contrainte, des alvéoles des disques de turbine.

9.1. EFFETS D'ENTAILLE

La modélisation de la durée de vie de la structure réelle doit rendre compte des effets d'entaille. Il faut donc connaître les champs de contrainte et de déformation correspondants :

- ❑ lors du premier chargement pour la modélisation de l'amorçage,
- ❑ stabilisés pour la partie propagation.

9.1.1. CHARGEMENT EN SURFACE :

La contrainte atteinte en fond d'entaille peut être tout d'abord calculée par une approche élastique. Sa valeur est égale au produit du facteur de concentration de contrainte et de la contrainte nominale, σ_{nom} appliquée sur le ligament :

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{A_{min}} \quad (66)$$

où F est la force appliquée et A_{min} est la section minimale de l'éprouvette. Pour la géométrie qui sera utilisée par la suite (c. f. **figure 210**), la valeur de A_{min} est le produit d'*e où e est l'épaisseur de l'éprouvette. On définit ensuite un facteur de concentration de contrainte, K_t calculé pour un matériau élastique qui est égal à :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (67)$$

où σ_{max} est la contrainte maximale mesurée en fond d'entaille pour un matériau élastique.

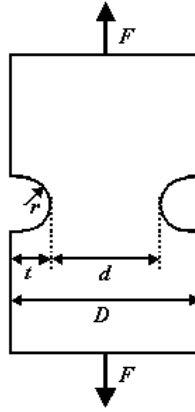


Figure 210: Géométrie d'éprouvette à double entailles en U.

Des solutions analytiques ou empiriques de K_t sont présentes dans la littérature pour différentes géométries d'entaille. Pour celle présentée à la **figure 210**, lorsque $r/d > 0.25$ Heywood [Hey52] propose l'expression suivante :

$$K_t = 1 + \left[\frac{t/r}{1.55(D/d) - 1.3} \right]^n \quad (68)$$

avec

$$n = \frac{D/d - 1 + 0.5\sqrt{t/r}}{D/d - 1 + \sqrt{t/r}}$$

Dans notre cas, $t=2.5$ mm, $d=5$ mm, $D=10$ mm et $r=2$ mm. La valeur de K_t est donc, d'après cette expression, égale à 1.76.

La méthode de Neuber [Neub61], encore largement employée dans les bureaux d'étude, permet d'estimer la contrainte et déformation appliquées en fond d'entaille. Cette approche décompose le facteur de concentration de contrainte K_t en un facteur de concentration des contrainte K_σ et un autre de déformation K_ϵ , tels que :

$$K_t = \sqrt{K_\epsilon K_\sigma} \quad (69)$$

L'équation 69 peut s'écrire sous la forme suivante :

$$K_t^2 = \frac{E\epsilon}{\sigma_{nom}} \frac{\sigma}{\sigma_{nom}} \quad \text{soit} \quad \sigma\epsilon = \frac{(K_t \sigma_{nom})^2}{E} \quad (70)$$

L'expression 70 décrit ainsi l'hyperbole dite de Neuber. La **figure 211** présente le cas de la géométrie d'éprouvette décrite à la **figure 210** pour une contrainte nominale de 900 MPa. Les valeurs de la contrainte et de la déformation obtenues en surface sont ensuite déterminées en descendant le long de l'hyperbole de Neuber, de la position obtenue par calcul élastique (c.f. point A **figure 211**) jusqu'à l'intersection de l'hyperbole avec la courbe de traction monotone ou la courbe d'écrouissage cyclique (c. f. point B **figure 211**). Dans ce cas présent, on a utilisé, sur le **figure 211**, la courbe de traction monotone. La contrainte calculée à la surface est $\sigma_1=1265$ MPa et la déformation $\epsilon_1=1.2\%$.

Il est ensuite possible de calculer la contrainte minimale atteinte après décharge. Pour cela, il faut définir une deuxième hyperbole d'après l'expression 70 :

$$\Delta\sigma\Delta\varepsilon = \frac{(K_t\Delta\sigma_{nom})^2}{E} \quad (71)$$

où $\Delta\sigma_{nom}$ est l'amplitude de la décharge nominale, $\Delta\sigma$ et $\Delta\varepsilon$ sont les variations de contrainte et de déformation à appliquer. Ces variations de contrainte et de déformation sont à appliquer à partir du point de coordonnées σ_1, ε_1 . La seconde hyperbole de Neuber peut donc être décrite par l'expression suivante :

$$\sigma = \sigma_1 - \frac{(K_t\Delta\sigma_{nom})^2}{(\varepsilon_1 - \varepsilon)E} \quad (72)$$

La **figure 211** présente aussi cette deuxième hyperbole. Pour la décharge, le niveau de contrainte obtenu par décharge élastique jusqu'au point C est supérieur à celui obtenu à l'intersection de la courbe cyclique et de la seconde hyperbole de Neuber. Il n'y a donc pas de correction de plasticité à appliquer. Pour déterminer la position du point C, il faut déterminer l'équation de la décharge élastique. Elle est la suivante :

$$\sigma = E\varepsilon + \sigma_0 \quad (73)$$

Le retour élastique passant par le point de coordonnées σ_1, ε_1 , la valeur de σ_0 est donc de -710 MPa. Au point C, intersection de l'hyperbole de Neuber et de la courbe de décharge élastique, l'égalité suivante est vérifiée:

$$E\varepsilon_2 + \sigma_0 = \sigma_1 - \frac{(K_t\Delta\sigma_{nom})^2}{(\varepsilon_1 - \varepsilon)E} \quad (74)$$

Dans notre cas, la résolution du polynôme d'ordre 2 pour $E=165000$ MPa conduit aux valeurs respectives de ε_2 et σ_2 au point C : 0.25% et -304 MPa.

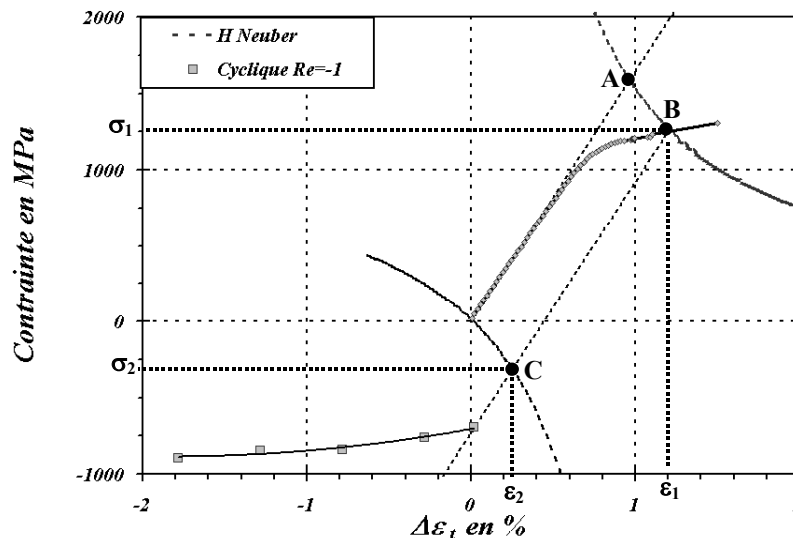


Figure 211: Représentation graphique de la méthode de Neuber, au point A : obtenu par calcul élastique de la première mise en charge; et B : obtenu avec la correction de plasticité de Neuber au premier chargement; C : décharge élastique depuis B.

Dans ce cas, on considérera le chargement superficiel élastique entre -304 MPa et 1265 MPa.

9.1.2. PROFIL DE CONTRAINTE AU PREMIER QUART DE CYCLE

Le modèle probabiliste prenant en compte les aspects volumiques, la valeur relevée en fond d'entaille n'est pas la seule zone à considérer. Il faut donc estimer le champ de contrainte et de déformation. Irwin [Irwin57] propose une correction plastique pour une fissure dans un matériau élastique parfaitement plastique sollicité en contrainte plane. Nous pouvons ici appliquer cette démarche. Dans ce modèle, le profil élastique est tronqué au-dessus de la limite d'élasticité du matériau. La courbe élastique est ensuite translatée d'une distance d telle que l'aire de la courbe corrigée soit identique à l'aire sous la courbe initiale. La **figure 212** présente cette démarche. La contrainte maximale atteinte est la limite d'élasticité.

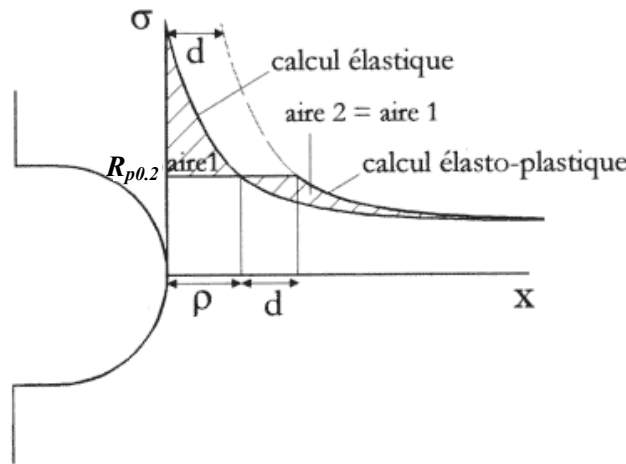


Figure 212: Principe de correction plastique selon Irwin

Dans le modèle d'Irwin la contrainte est considérée constante et égale à la limite d'élasticité jusqu'à une distance $\rho+d$ (c. f. **figure 212**). Une autre approche, introduite par Hill [Hill50], toujours valable pour un matériau élastique parfaitement plastique, consiste à déterminer le champ de Prandtl en fond d'entaille. La contrainte en fond d'entaille peut être décrite par l'expression suivante :

$$\sigma(x) = 2k \left[1 + \ln \left(1 + \frac{x}{r} \right) \right]$$

avec

$$k = \frac{R_{p0.2}}{\sqrt{3}} \quad (75)$$

où $R_{p0.2}$ est la limite d'élasticité, r le rayon d'entaille et x la distance à partir du fond d'entaille. L'expression de Prandtl décrit l'évolution de la contrainte depuis la surface jusqu'à l'intersection avec la courbe obtenue par calcul élastique avec le décalage dû à la plasticité, d (c. f. **figure 212**). La **figure 213** présente cette approche, et la compare à un calcul réalisé par la méthode des éléments finis effectué par Sansoz [Sans00] dans le cas de l'alliage N18 testé à 650°C. On note que cette méthode conduit à des résultats proches de ceux obtenus par éléments finis. On remarque, par ailleurs, que la contrainte est maximale en sous-couche et non en surface.

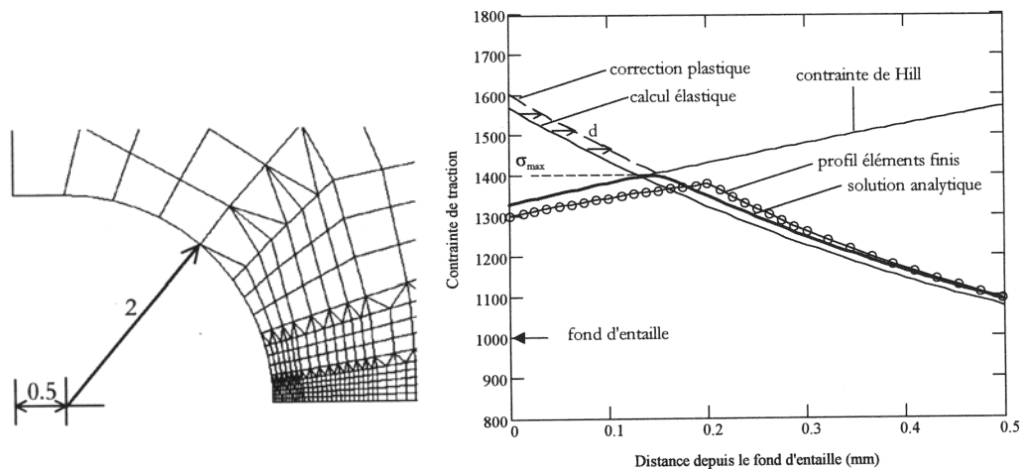


Figure 213: Géométrie de l'entaille (taille du ligament, $d=5$ mm) et présentation du profil de contrainte obtenu à l'aide du modèle de Hill et celui obtenu par éléments finis pour $E=170$ GPa, $\nu=0.25$, $R_{p0.2}=1150$ MPa, $S_{max}=900$ MPa avec $K_t=1.74$ [Sans00].

Dans le cas d'un matériau élastique parfaitement plastique, la contrainte maximale peut être obtenue en sous couche. Pour un matériau ne présentant pas ce type de comportement, les calculs par éléments finis permettent d'obtenir ce profil. Nous avons donc simulé le cas d'une entaille 2D en déformation plane à l'aide d'une loi de comportement elasto-visco-plastique identifiée à 600°C sur l'alliage 718DA (voir **annexe 10**). Le maillage utilisé est présenté ci-dessous. Au voisinage de l'entaille, la discrétisation utilise des mailles quadratiques à 8 nœuds et 4 points de Gauss, dont la dimension minimale est de 30 μm .

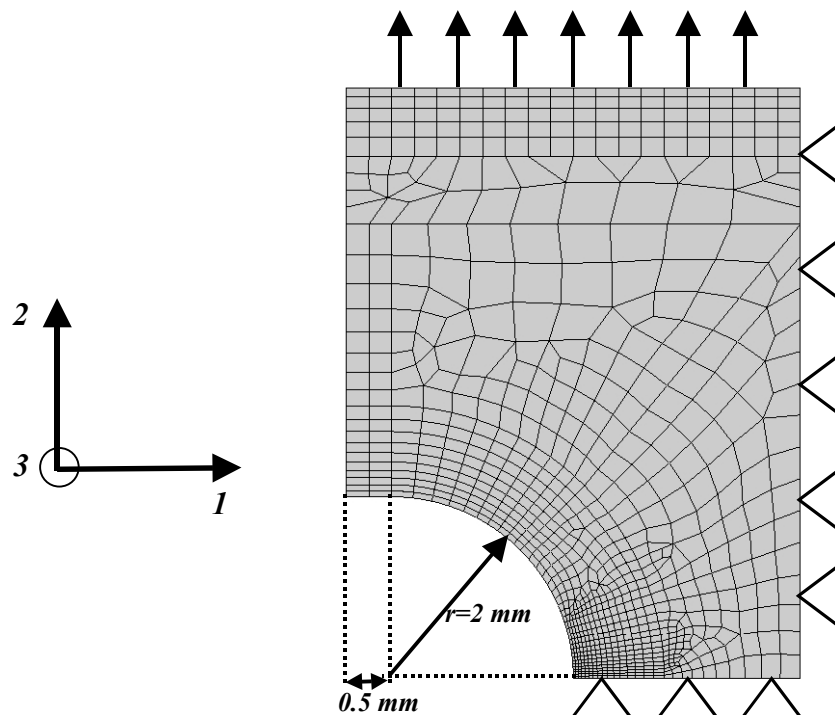


Figure 214: Maillage utilisé pour les simulations éléments finis.

Nous avons tout d'abord simulé le premier cycle de fatigue. L'objectif principal est de déterminer la valeur de la plus grande contrainte principale et de la contrainte équivalente de Von Mises lors d'un premier chargement et cela pour différents niveaux de contrainte appliquée (S_{max}). Pour ces simulations, les cycles appliqués sont du type 10-90-10 et les contraintes nominales retenues sont: 700 MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa. La plus

grande contrainte principale ainsi que la contrainte équivalente de Von Mises seront par la suite utilisées pour rendre compte du caractère 3D de la sollicitation.

Les **figure 215** et **216** présentent ces résultats. On constate à la fin de la mise en charge un comportement quasi-élastique pour la contrainte nominale de 700 MPa. Pour cette simulation la plasticité la plus importante est relevée en surface. Pour les essais présentant une plasticité importante la contrainte maximale est atteinte en sous-couche. On remarque, naturellement, que l'amplitude de contrainte relaxée lors du temps de maintien augmente avec le niveau de chargement.

On remarque aussi une contrainte maximale au premier chargement lors de la simulation réalisée pour $S_{\max}=900$ MPa de 1310 MPa. L'estimation par la méthode de Neuber, pour cette même contrainte nominale a conduit à 1265 MPa. La contrainte minimale simulée de l'ordre de -317 MPa est aussi proche de celle calculée par la méthode de Neuber (-304 MPa). La déformation totale estimée à l'aide du modèle de Neuber est, en revanche, assez différente de celle simulée (1.2% au lieu de 0.9%).

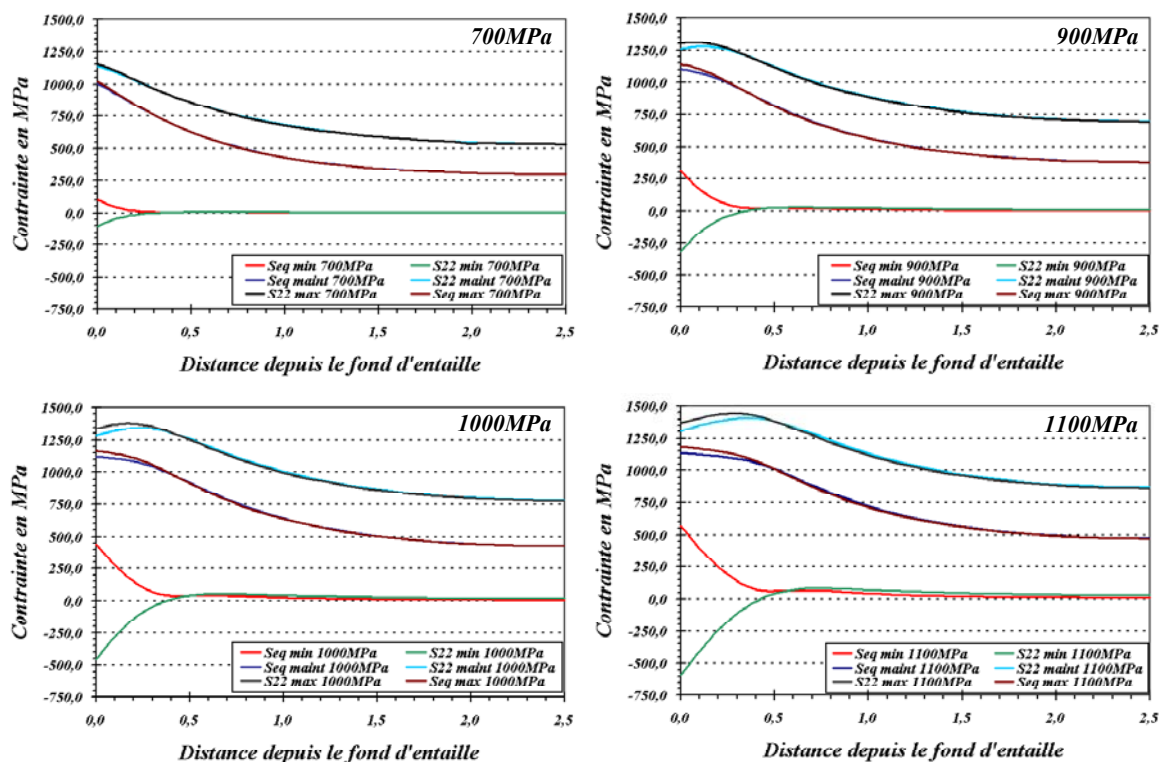


Figure 215: Profils de la plus grande contrainte principale et de la contrainte équivalente de Von Mises obtenus pour différentes contraintes nominales relevées à la contrainte maximale (max), en fin de temps de maintien (maint) et après décharge (min).

La **figure 216** présente les courbes donnant les valeurs de la plus grande contrainte principale normalisées par la contrainte nominale. Cette représentation donne accès à l'effet de la plasticité sur la contrainte maximale relevée en surface. Alors qu'un calcul élastique doit conduire à un coefficient de concentration de contrainte en surface de 1.76 la présence de plasticité ne permet d'atteindre que 1.64 pour une contrainte nominale de 700 MPa et 1.24 pour une contrainte nominale de 1100 MPa. On remarque sur cette figure un report de contrainte dans le ligament d'autant plus important que la plasticité en surface est élevée. Cet effet correspond au report d'aire proposé dans le modèle d'Irwin.

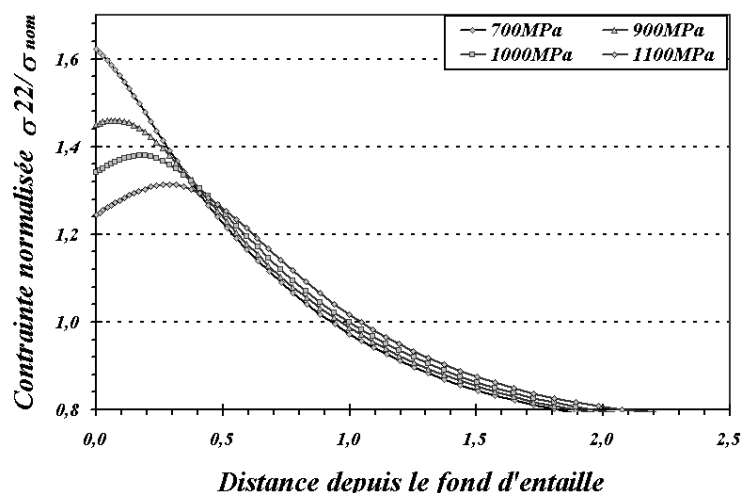


Figure 216: Profils des valeurs de la grande contrainte principale normées par la contrainte nominale, obtenus pour différentes contraintes nominales.

9.1.3. COURBES CYCLIQUES STABILISEES

Nous avons vu la méthode permettant d'obtenir de façon graphique ou par calcul par éléments finis, les valeurs des contraintes et déformations en fond d'entaille ainsi que les profils des contraintes et déformations au premier cycle. Ces données sont, en effet, indispensables à notre modèle d'amorçage. Pour le calcul du nombre de cycles de propagation, ces informations doivent aussi être connues pour le cycle stabilisé. Nous faisons ici l'hypothèse que la stabilisation de la boucle de fatigue s'effectue en un nombre de cycles négligeable par rapport au nombre de cycles à rupture. Les **figures 217** et **218** présentent les boucles de fatigue (σ_{22} , ε_{22}) calculées en fond d'entaille pour quatre niveaux de chargements différents pour les cycles 1 à 5, 15 et 30. On constate une symétrisation des contraintes pour les deux niveaux de déformation les plus forts mais pas pour les plus faibles. On peut donc considérer la boucle de fatigue simulée pour $N=30$ comme représentative de la boucle stabilisée. Pour la plus faible sollicitation, la boucle de fatigue n'est pas stabilisée au bout de ce nombre de cycles.

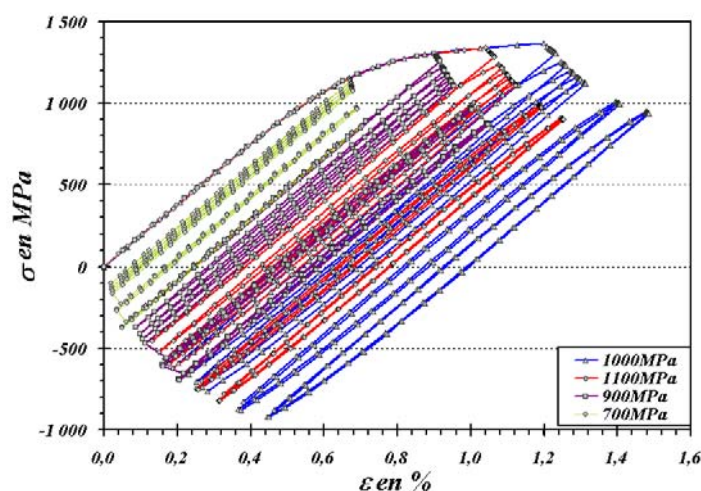


Figure 217 : Boucles de fatigue simulées en fond d'entaille pour quatre contraintes nominales appliquées pour les cycles 1 à 5, 15 et 30 (700 MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa).

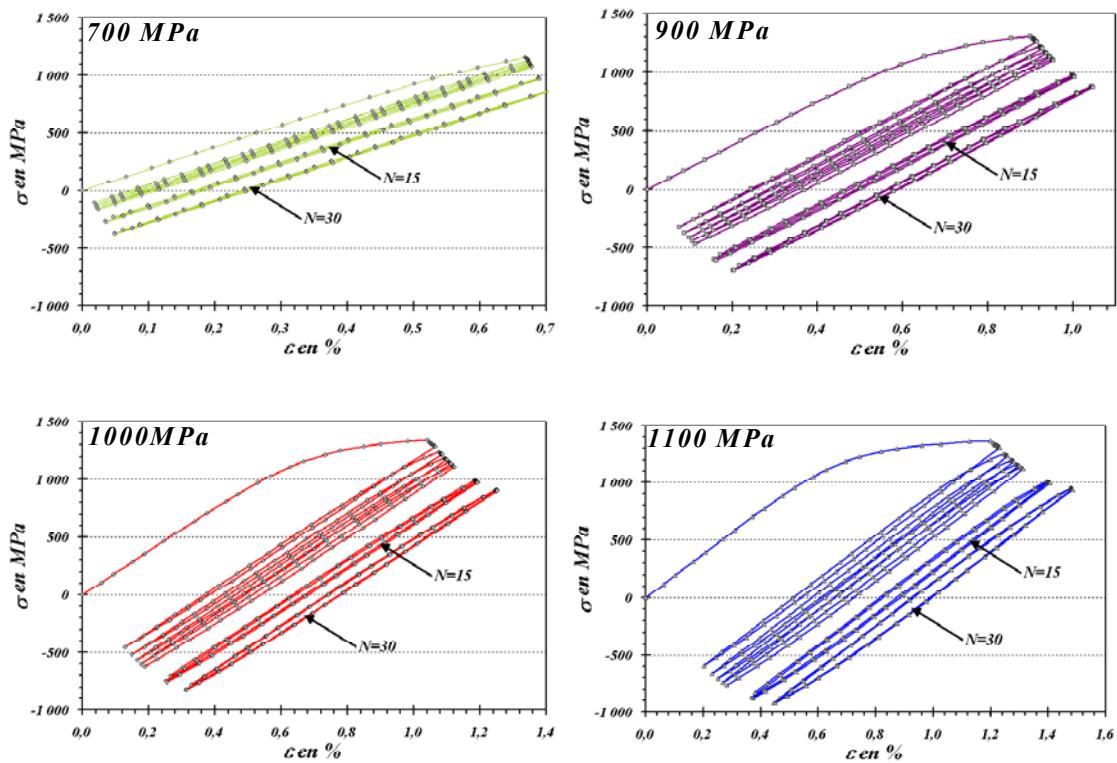


Figure 218 : Boucles de fatigue simulées en fond d'entaille pour quatre contraintes nominales appliquées pour les cycles 1 à 5, 15 et 30 (700 MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa).

La **figure 219** présente les profils de contraintes obtenus pour ces quatre contraintes nominales (700 MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa) pour des cycles 10-90-10. On constate sur ces courbes pour $N=30$ un premier domaine plastique suivi d'un domaine élastique.

En fond d'entaille, la contrainte n'est pas symétrisée pour les contraintes nominales de 700 MPa et 900 MPa. En revanche, pour 1000 MPa et 1100 MPa, on observe une relaxation totale de la contrainte moyenne.

Dans la zone plastifiée, on constate depuis la surface jusqu'au pic de contrainte l'effet de la non relaxation de la contrainte moyenne. Cet effet est d'autant plus important que la distance depuis la surface est grande. La diminution progressive de l'amplitude du chargement local retrouve ensuite un profil élastique.

Le calcul du nombre de cycles de propagation dans les zones entaillées paraît donc plus délicat puisque l'amplitude et le rapport de chargement ne sont pas constants.

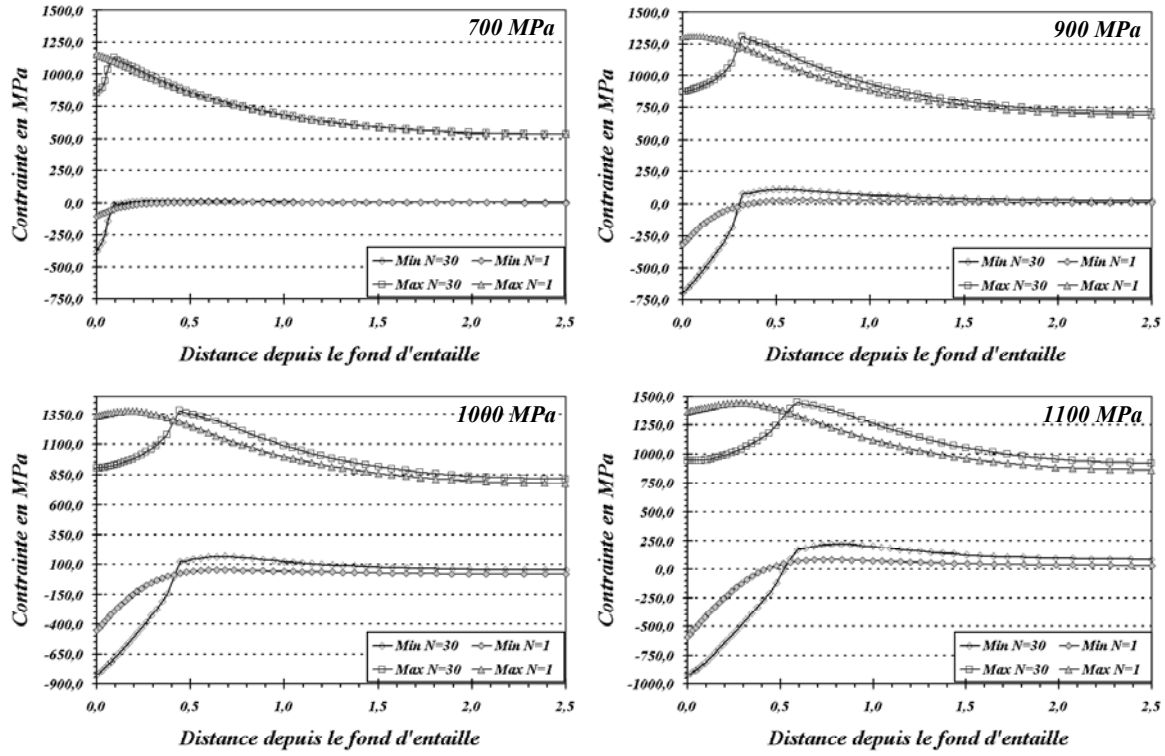


Figure 219: Profils des contraintes obtenus au premier chargement ainsi qu'au cycle stabilisé ($N=30$) pour des cycles 10-90-10 avec $Kt=1.76$ (Max: avant temps de maintien ; Min: au chargement minimum).

9.2. CRITERE D'AMORÇAGE 3D

Les alvéoles de fixation des aubes de turbine étant des pièces entaillées, il est important d'étendre notre critère de fissuration des particules au cas 3D. Une des possibilités consiste à utiliser l'expression proposée par Beremin [Bere81]. On suppose qu'il y a rupture ou décohésion des inclusions lorsque l'expression suivante est vérifiée :

$$\sigma_d = \Sigma_1 + \lambda(\sigma_{eq} - R_{p0.2}) \quad (76)$$

où σ_d est la contrainte critique de décohésion, Σ_1 la plus grande contrainte principale, λ le facteur de forme des particules et σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Mises. L'expression eq. 42 peut être adapté au cas d'une sollicitation 3D. Elle est alors de la forme :

$$P_{rupt} = 1 - \exp\left(-\left[\frac{\Sigma_1 + \lambda(\sigma_{eq} - R_{p0.2})}{\sigma_u}\right]^m\right) \quad (77)$$

Nous avons ensuite identifié les paramètres (eq. 77) sur les résultats des essais de traction à chaud sous vide. Pour les sollicitations uniaxiales, on a $\Sigma_1 = \sigma_{eq}$. Nous ferons ici l'hypothèse que les particules sont sphériques, soit $\lambda=1$. Plusieurs jeux de paramètres permettent de rendre compte des probabilités de rupture minimales et maximales. Nous avons choisi de déterminer un $\Delta\sigma$ unique à appliquer à $R_{p0.2}$ et σ_u pour passer de la courbe de probabilité de rupture minimale à la maximale. Les valeurs identifiées de $R_{p0.2}$, σ_u , et m sont respectivement 1140 MPa, 1440 MPa et 14 pour les probabilités maximales et 1240 MPa, 1540 MPa et 14 pour les probabilités minimales. La valeur de $\Delta\sigma$ est 100 MPa. Elle est du même ordre de grandeur que les écarts de limites d'élasticité relevés lors des essais de traction à température ambiante (80 MPa entre T521 et T532 c. f partie 4.1.1).

Pour les éprouvettes entaillées présentées précédemment, l'expression **eq. 77** donne accès aux probabilités de rupture des particules dans la section minimale. Les probabilités maximales et minimales peuvent être calculées. La **figure 220** présente les profils de fractions de particules fissurées dans la section minimale de l'éprouvette pour les quatre contraintes nominales simulées.

Pour une contrainte nominale de 700 MPa, les profils de contraintes équivalentes et de plus grandes contraintes principales sont tout deux décroissants. Dans ce cas, la probabilité de rupture est maximale en surface. On obtient entre 2 et 4.5% de particules fissurées en surface.

Pour une contrainte nominale de 900 MPa, les profils de contraintes équivalentes et des plus grandes contraintes principales ne sont plus monotones décroissants. La valeur maximale de la plus grande contrainte principale est obtenue en sous-couche. Dans ce cas, la plus grande contrainte principale favorise l'amorçage en sous couche alors que le terme associé à la contrainte équivalente **eq. 77** favorise l'amorçage en surface. Pour cette sollicitation, la probabilité maximale est relevée en sous-couche. On obtient une fraction de particules fissurées maximale comprise entre 10 et 25% à 80 μm de la surface.

Pour les contraintes nominales de 1000 MPa et 1100 MPa la plus grande contrainte principale est aussi située en sous-couche. Dans ce cas, la plus grande contrainte principale favorise l'amorçage en sous couche alors que le terme de contrainte équivalente **eq. 77** favorise l'amorçage en surface. Pour ces sollicitations, on observe une courbe de probabilité en double cloche caractéristique de cette compétition. La probabilité maximale est relevée en sous-couche sur l'un ou l'autre de ces sommets. Elle est comprise entre 20 et 40 % dans le cas d'une sollicitation de 1000 MPa et entre 30 et 70 % pour une sollicitation sous 1100 MPa.

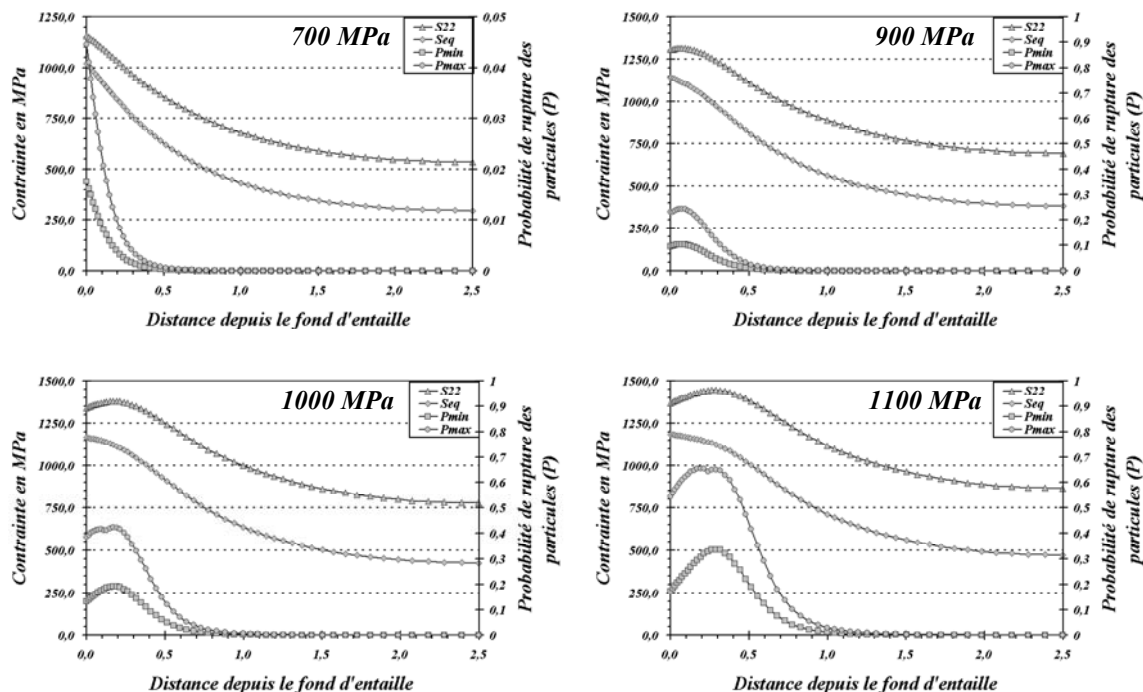


Figure 220: Profils de contraintes et probabilités de rupture minimales et maximales associées obtenus à la première mise en charge pour quatre contraintes nominales différents avec $Kt=1.76$.

Une identification plus fine de cette contrainte de décohésion serait tout de même à réaliser à partir d'essais de traction interrompus sur éprouvettes axisymétriques entaillées. Pour ce type d'éprouvette, seule une partie de la zone entaillée est soumise à une contrainte supérieure à la contrainte de décohésion. La ligne de front entre la zone de particules fissurées et non fissurées est le lieu où l'expression **eq. 76** est vérifiée. La **figure 221** illustre schématiquement ces types de mesure qui gagneraient à être réalisées en vue d'une étude plus détaillée.

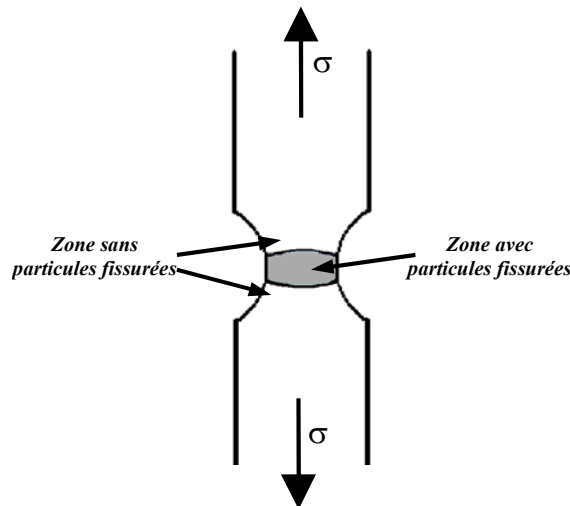


Figure 221: Représentation schématique de la zone de fissuration des particules sur une éprouvette axisymétrique entaillée.

9.3. PROPAGATION

Le modèle de Tomkins utilisé pour décrire la propagation de petites fissures reste limité pour de faibles déformations. Il est en effet difficile, avec ce modèle, de décrire les vitesses de propagation de fissures lorsque l'amplitude de déformation plastique devient très faible. Il n'a, de plus, pas été développé dans le cas de cycles non symétriques. Il est préférable dans ces situations d'utiliser un modèle de propagation en contrainte qui se révèle plus efficace.

9.3.1. PROPAGATION PARAMETREE A L'AIDE DU FACTEUR D'INTENSITE DES CONTRAINTES, ΔK

9.3.1.1. Cas d'une fissure unique

Les mesures de propagation réalisées dans le cadre de cette étude ont été menées, dans la plupart des cas, en plasticité généralisée. Or, l'analyse en ΔK réalisée sur les fissures longues ne s'applique qu'en plasticité confinée. L'analyse en terme de contrainte implique donc une correction de plasticité. Pour cela, nous proposons d'utiliser la correction de Haigh et Skelton [**Haig78**] présentée schématiquement ci-dessous. Ces auteurs ont proposé d'introduire une contrainte effective σ_{eff} calculée par la relation suivante :

$$U\Delta\sigma + E\Delta\varepsilon_p = \Delta\sigma_{eff} \quad (78)$$

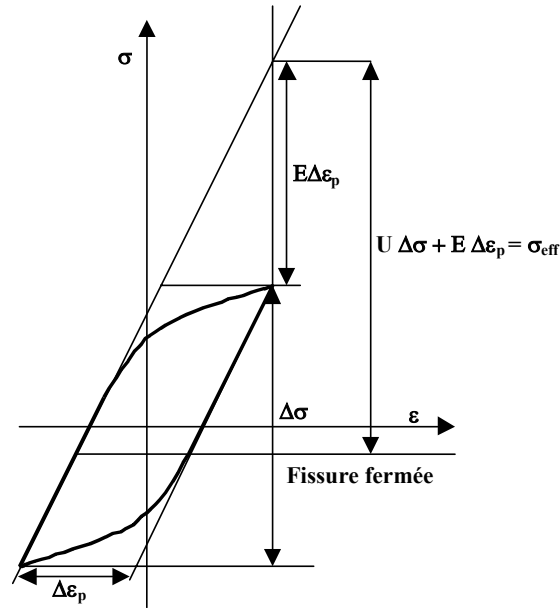


Figure 222: Représentation schématique sur une boucle de fatigue de l'amplitude de contrainte équivalente prenant en compte la plasticité.

où $\Delta\sigma$ est l'amplitude de contrainte réelle, $\Delta\epsilon_p$ l'amplitude de déformation plastique, E le module d'élasticité, $\Delta\sigma_{eq}$ la contrainte corrigée et U une constante permettant de décrire la contrainte d'ouverture.

La valeur de ΔK est ensuite calculée à partir de cette contrainte effective. Compte tenu de la géométrie de nos éprouvettes et de la nature 3D des fissures observées, nous utilisons l'expression proposée par Newman et Raju [New81] dans le cas d'une fissure de surface semi-elliptique sous chargement uniforme. La **figure 223** présente schématiquement les différents paramètres géométriques utilisés dans ce calcul.

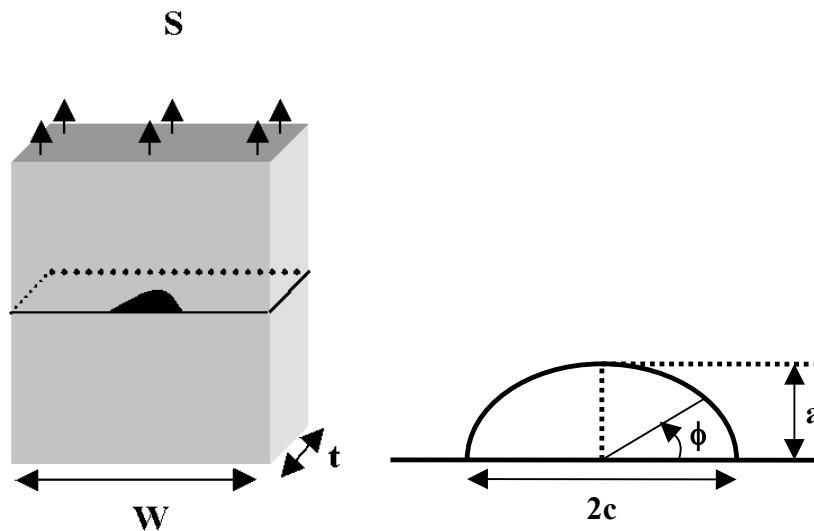


Figure 223: Représentation schématique des différents paramètres géométriques utilisés dans le modèle proposé par Newman. & Raju [New81] dans le cas de fissures 3D.

Le facteur d'intensité des contraintes est défini par les expressions suivantes.

On note: $e = \frac{a}{c}$; $\alpha = \frac{a}{t}$; $0 < \frac{a}{c} \leq 1$; $0 \leq \frac{a}{t} \leq 0.8$

$$\begin{aligned}
Q(e) &= 1 + 1.464 \cdot e^{1.65} \\
f(\Phi, e) &= (e^2 \cdot \cos(\Phi)^2 + \sin(\Phi)^2)^{\frac{1}{4}} \\
g(\alpha, \Phi) &= 1 + (0.1 + 0.35 \cdot \alpha^2)(1 - \sin(\Phi))^2 \\
fw(\alpha, w, c) &= \sqrt{\sec\left(\frac{\pi \cdot c}{2 \cdot w} \sqrt{\alpha}\right)} \\
M(e, \alpha) &= (1.13 - 0.09 \cdot e) + \left(-0.54 + \frac{0.89}{2 + e}\right) \cdot \alpha^2 + \left[0.5 - \frac{1}{0.65 + e} + 14.0 \cdot (1 - e)^{24}\right] \cdot \alpha^4 \\
K(a, c, t, w, S) &= S \sqrt{\pi \frac{a}{Q(e)}} \cdot M(e, \alpha) \cdot f(\Phi, e) \cdot g(\alpha, \Phi) \cdot fw(\alpha, w, c)
\end{aligned} \tag{79}$$

Dans notre cas, les mesures étant effectuées en surface la valeur de Φ a été fixée à 0.

La forme du front de fissure est mesurée après essai et reportée dans le calcul de ΔK . Cette expression permet d'estimer le ΔK en tout point du front de fissure. Dans notre cas, seule la mesure de surface est utilisée. La table des valeurs des paramètres permettant de repérer les fronts de fissures est reportée en **annexe 9**.

Les vitesses de propagation utilisées pour tracer ces courbes sont calculées entre deux mesures expérimentales de longueur de fissure. La **figure 224** présente ces résultats dans le cas de fissures uniques. La valeur du paramètre U a été ajusté à 0.75 (valeur donnant les résultats les plus satisfaisants). On note que ce paramètre peut permettre de rendre compte de l'effet de la contrainte moyenne.

On remarque une dispersion importante pour les petites tailles de fissures. Elle est associée à la précision de la mesure optique de la longueur de fissure. On note que les courbes de propagation obtenues sur éprouvettes de type CT tracées en traits pleins décrivent de façon satisfaisante le comportement des petites fissures fortement chargées. Les valeurs expérimentales, ainsi que les calculs, sont reportés en **annexe 9**.

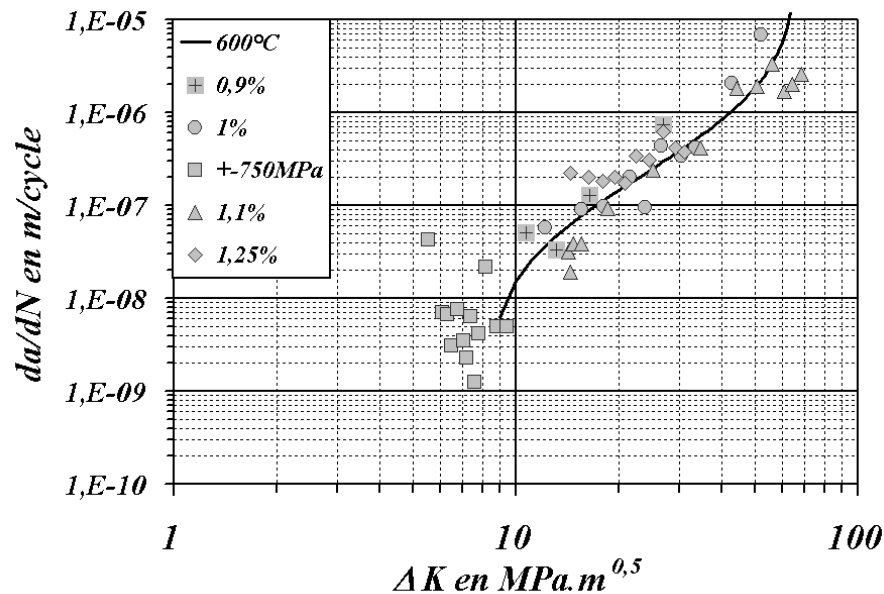


Figure 224: Comparaison entre les courbes de propagation obtenues sur éprouvettes de type CT et les résultats expérimentaux correspondant aux mesures de propagation de petites fissures.

Sur cette courbe, on remarque au niveau du seuil de non propagation des fissures longues un point anormalement haut pour l'essai réalisé à ± 750 MPa. La position de ce point est sans doute à associer à la géométrie du défaut. En effet, dans le calcul de ΔK proposé, la présence du microdéfaut d'électroérosion n'est pas prise en compte. Or, pour les petites tailles de fissures, la présence de celui-ci conduit à une augmentation de la valeur de ΔK [Murak86]. La **figure 225** présente schématiquement la configuration d'un trou dans une plaque infinie à partir duquel se propage une fissure.

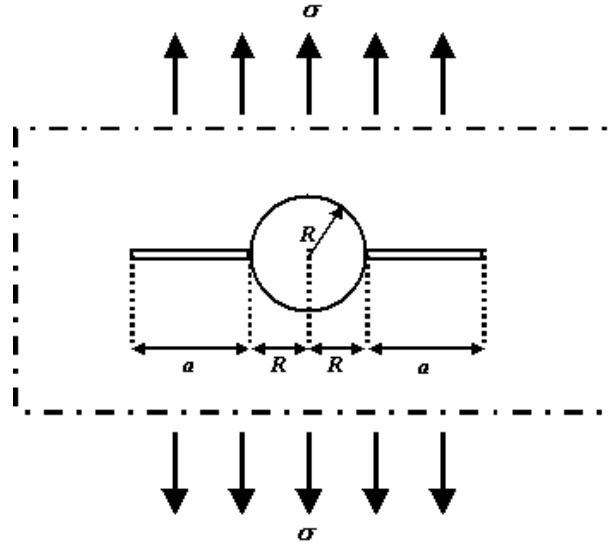


Figure 225: Illustration schématique du cas d'une fissure 2D amorcée sur un trou.

Pour cette configuration, la valeur du facteur d'intensité des contraintes est :

$$K_I = \sigma F(s) \sqrt{\pi a} \quad (80)$$

$$\text{avec } s = \frac{a}{a+R} \text{ et } F(s) = 0.5 \cdot (3-s) \cdot \left[1 + 1.243 \cdot (1-s)^3 \right] \quad (81)$$

En utilisant l'expression **eq. 80** il est possible pour cet essai de calculer F en fonction de $a+R$ la longueur totale de la fissure pour un rayon initial $R=28 \mu\text{m}$ (rayon du défaut d'électroérosion). On constate alors, comme le montre la **figure 226**, que la valeur de F est en début d'essai supérieure à 3 et rejoint la valeur de 1 lorsque R est négligeable par rapport à a . On constate aussi en comparant les valeurs de ΔK calculées pour une fissure 2D avec et sans trou, que la présence du trou conduit tout d'abord à un facteur d'intensité des contraintes plus faible que pour la configuration sans trou. Dans un second domaine, la présence du trou conduit à une valeur plus importante, que celle calculée sans trou. Enfin, lorsque la taille de fissure devient importante, l'effet du trou est négligeable. Sur cette image sont aussi reportées les valeurs (Raju) de ΔK présentées à la **figure 224** pour l'essai en question. On remarque tout d'abord que le calcul de fissure 3D conduit à des valeurs de ΔK plus faibles que celles obtenues dans le cas 2D. On constate, par ailleurs, que le premier point reporté sur la **figure 224** est situé dans la zone où la présence du trou conduit à une augmentation de ΔK . On peut supposer que la vitesse de propagation importante, relevée au tout début d'essai, est à associer à un mauvais calcul de la valeur ΔK . La présence du micro-défaut ainsi que la stabilisation du front de fissure sont sans doute à l'origine de cette sous-estimation de ΔK .

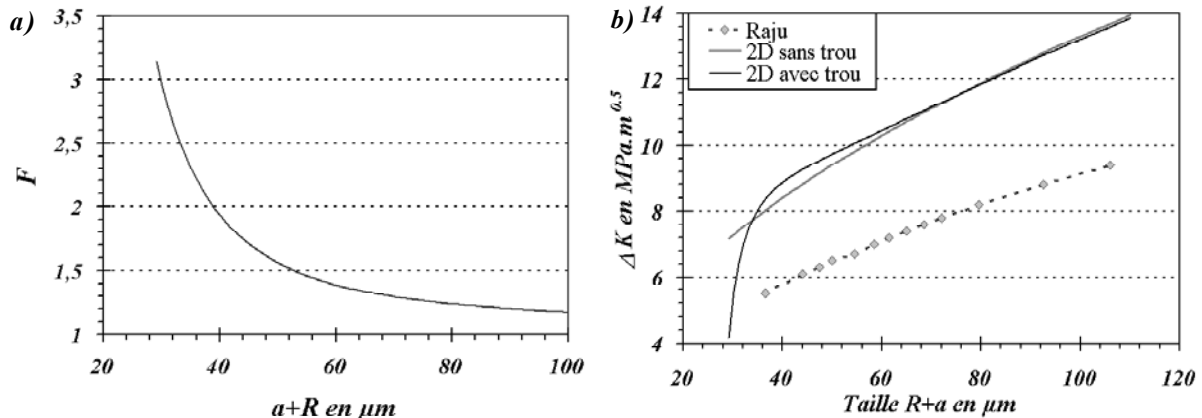


Figure 226: Effet de la présence d'un trou sur le facteur d'intensité des contraintes a) Evolution de F avec la longueur totale de fissure pour un rayon initial de $28 \mu m$; b) confrontation des valeurs du facteur d'intensité des contraintes obtenues par calcul 2D avec et sans trou et pour une fissure semi-elliptique 3D à l'aide de l'expression de Newman & Raju.

9.3.1.2. Cas de la coalescence de fissures colinéaires

L'approche en ΔK est mieux adaptée au cas de la multi-fissuration. Comme cela a été évoqué dans la **partie 4.4**, des formulations analytiques, empiriques ou des calculs par éléments finis permettent de déterminer le facteur d'intensité des contraintes associé à différentes configurations. Nous avons appliqué cette démarche au cas de l'essai de coalescence présenté précédemment (c. f. **Partie 6.4.4.1**). Le chargement de cet essai étant élastique, l'amplitude de chargement effectif est la partie positive du cycle, soit 750 MPa. Ce qui revient à dire que nous ne prenons pas en compte les effets de fermeture de fissure. Nous avons appliqué uniquement une correction afin de tenir compte d'un facteur d'intensité des contraintes dû à la proximité des deux fissures. Nous avons utilisé la correction proposée par Y. Murakami, présentée précédemment dans le cas de deux fissures 2D dans une structure infinie (eq. 25). Cette hypothèse conduit à une surestimation du facteur d'intensité des contraintes par rapport au cas d'une fissure 3D. La **figure 227** illustre ces résultats :

- FDD correspondant à la vitesse de propagation mesurée pour l'extrémité droite de la fissure droite ;
- FDG pour l'extrémité gauche de la fissure droite ;
- FGD pour l'extrémité droite de la fissure gauche ;
- FGG pour l'extrémité gauche de la fissure gauche.

Les résultats obtenus ne permettent pas de rendre parfaitement compte des vitesses mesurées. On constate par ailleurs une augmentation des vitesses de propagation lors de l'interaction des fissures. Cette accélération de la propagation est probablement due à l'interaction des zones plastiques (c. f. **figure 172**) dont ne peut rendre compte un modèle élastique.

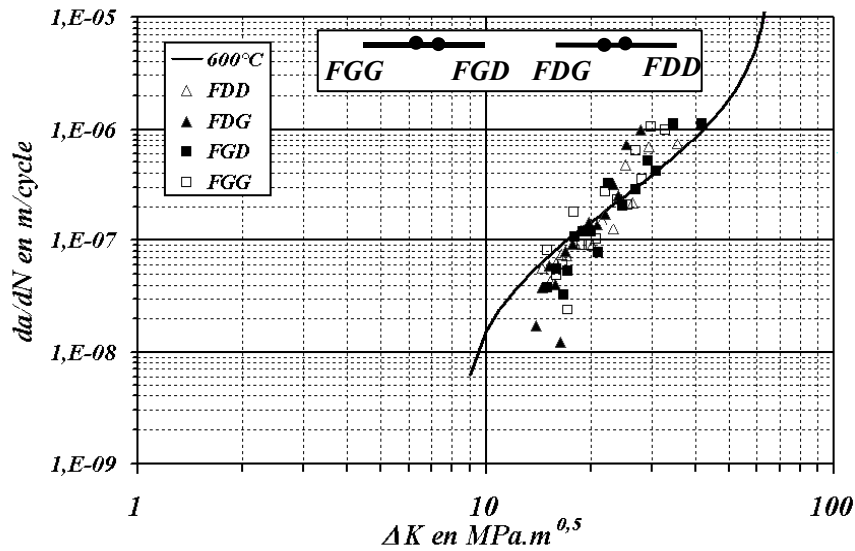


Figure 227: Représentation des mesures de coalescence sur une courbe de vitesses de propagation de type Paris.

9.3.1.3. Cas de l'effet d'écran

La même démarche peut être appliquée à l'essai présentant deux fissures superposées. On peut ainsi, en utilisant l'expression proposée par Murakami, calculer le facteur d'intensité des contraintes associé à notre configuration de défauts 2D. La valeur du facteur de concentration de contraintes associée à l'interaction de ces fissures est de 0.91 en début d'essai et passe à 0.94 en fin d'essai. L'utilisation d'une expression déterminée dans un cas 2D pour une fissure 3D induit aussi une surestimation des facteurs d'intensité des contraintes calculés. Cette correction est détaillée dans la **partie 4.4** (c. f. **eq. 26**). Il est ensuite possible de reporter les vitesses mesurées dans une courbe de Paris (c. f. **figure 228**). On remarque que cet essai se situe au voisinage du seuil de propagation des fissures longues.

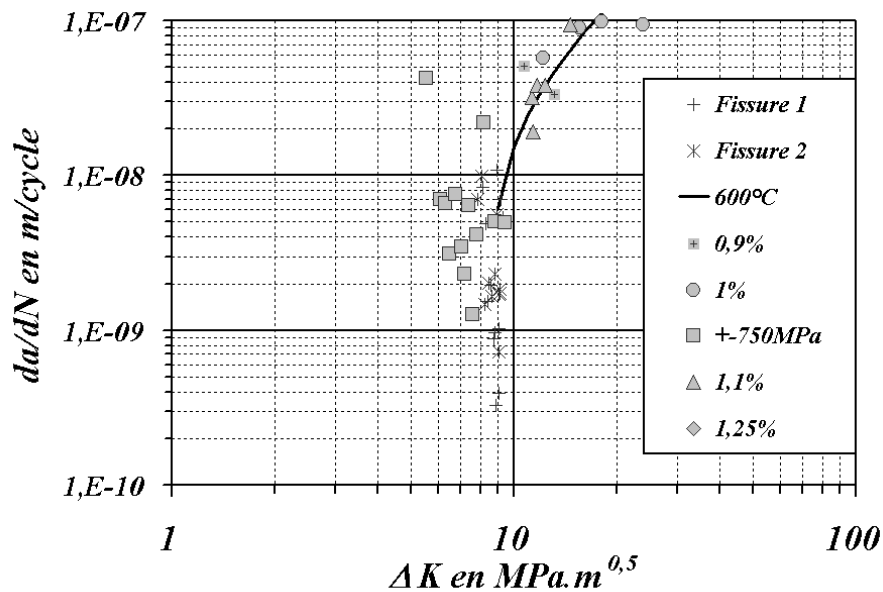


Figure 228: Représentation des mesures sur une courbe de vitesse de propagation de type Paris.

9.3.2. PRISE EN COMPTE DU RAPPORT DE CHARGEMENT

Lors de nos essais de propagation à faibles niveaux de déformation, nous avons constaté que la contrainte moyenne n'était pas relaxée. C'est, en particulier, le cas de l'essai de propagation réalisé à 0.9%. L'identification du paramètre \bar{T} du modèle de Tomkins pour cet essai a conduit à une valeur anormalement faible (900 MPa). Dans ce cas, la propagation a été plus rapide que celle attendue. Cette situation est sans doute liée à un effet de contrainte moyenne. Différents modèles de propagation présents dans la littérature permettent de tenir compte du rapport de chargement pour une analyse en ΔK . Or, comme cela a été montré plus haut il est possible d'établir un lien entre nos mesures et une approche en ΔK . La contrainte moyenne est introduite par l'intermédiaire du paramètre U de la correction plastique de Skelton. Ce paramètre permet sans doute de rendre compte des rapports de chargement. Le rapport de chargement peut aussi être introduit à l'aide du modèle de Walker [Walk70] qui fait intervenir explicitement le rapport de chargement :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K_{eff}}{(1-R)^{1-\gamma}} \right)^m \quad (82)$$

où R est le rapport de chargement $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$, C , m et γ sont des constantes.

Le modèle proposé par Forman [Form67] permet lui aussi de tenir compte du rapport de chargement mais également de l'accélération de la fissure pour de forts ΔK , ce que le modèle de Walker ne traduit pas.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K_{eff}^n}{(1-R)(K_c - K_{max})} \quad (83)$$

où K_c et K_{max} sont respectivement les facteurs d'intensité des contraintes critiques et maximales. C et n sont des constantes.

9.4. METHODE PROPOSEE POUR LE TRAITEMENT D'UNE STRUCTURE REELLE

L'implémentation de ce modèle de durée de vie dans un logiciel de calcul de structure par éléments finis passe par différentes étapes. Il faut pour cela redéfinir l'amorçage. Pour une structure éléments finis, on considère en général l'amorçage comme la rupture du ou des premier(s) élément(s), ce qui correspond, pour le modèle proposé, à l'amorçage puis la propagation d'une fissure jusqu'à la taille de quelques éléments. Une fois les premiers éléments rompus, un calcul de propagation par une approche en ΔK permet de propager la fissure dans le gradient de contrainte. Nous traiterons ici le cas de la géométrie entaillée présentée précédemment. La méthode se décompose en quatre étapes :

- Calcul des probabilités de rupture des particules.
- Calcul du nombre de cycles à l'amorçage en Stade I.
- Calcul des vitesses de propagation locales à l'aide du modèle de Tomkins.

- Détermination des transitions par calcul du nombre de cycles à rupture minimum et des probabilités d'amorçage sur particules associées à chaque élément.

Le modèle doit ainsi donner accès, pour une sollicitation donnée, aux probabilités de rupture de la structure à un nombre de cycles, N , en tenant compte de la nature des sites d'amorçage et de leurs positions. Cette partie présente la méthode et décrit les grandes étapes de cette démarche.

9.4.1. AMORÇAGE SUR PARTICULES

Il est possible de calculer par éléments finis les niveaux de contrainte et de déformation atteints au premier chargement ainsi qu'au cycle stabilisé, comme cela a déjà été évoqué. Les paramètres de chargement étant connus en tout point, il est possible de calculer la probabilité de rupture sur particule à partir du chargement local. Nous avons tout d'abord réalisé ce calcul avec une loi de comportement identifiée sur l'alliage 718DA à 600°C.

Les probabilités locales de rupture sur particules associées à chaque élément sont ainsi déterminées pour la structure (**eq. 77**). La **figure 229** présente, pour la géométrie montrée précédemment, ces champs de probabilités de rupture des particules pour deux sollicitations extrêmes ($\sigma_{nom}=700$ MPa et 1100 MPa). On remarque sur cette figure le déplacement de la probabilité maximale de la surface vers la sous-couche lorsque la sollicitation augmente.

Nous avons ensuite utilisé une loi de comportement identifiée sur l'alliage 718 TR à 650°C (c. f. **Annexe 10**). La **figure 230** présente les probabilités de rupture des particules minimales et maximales pour une contrainte nominale de 1100 MPa. On constate, qu'avec cette loi de comportement, les probabilités de rupture sont plus faibles que celles calculées pour l'alliage 718DA à 600°C. On constate, par ailleurs, que l'alliage TR conduit à une probabilité maximale plus proche du fond d'entaille que l'alliage DA. Cet effet est directement lié aux paramètres d'écrouissage des lois de comportement utilisées.

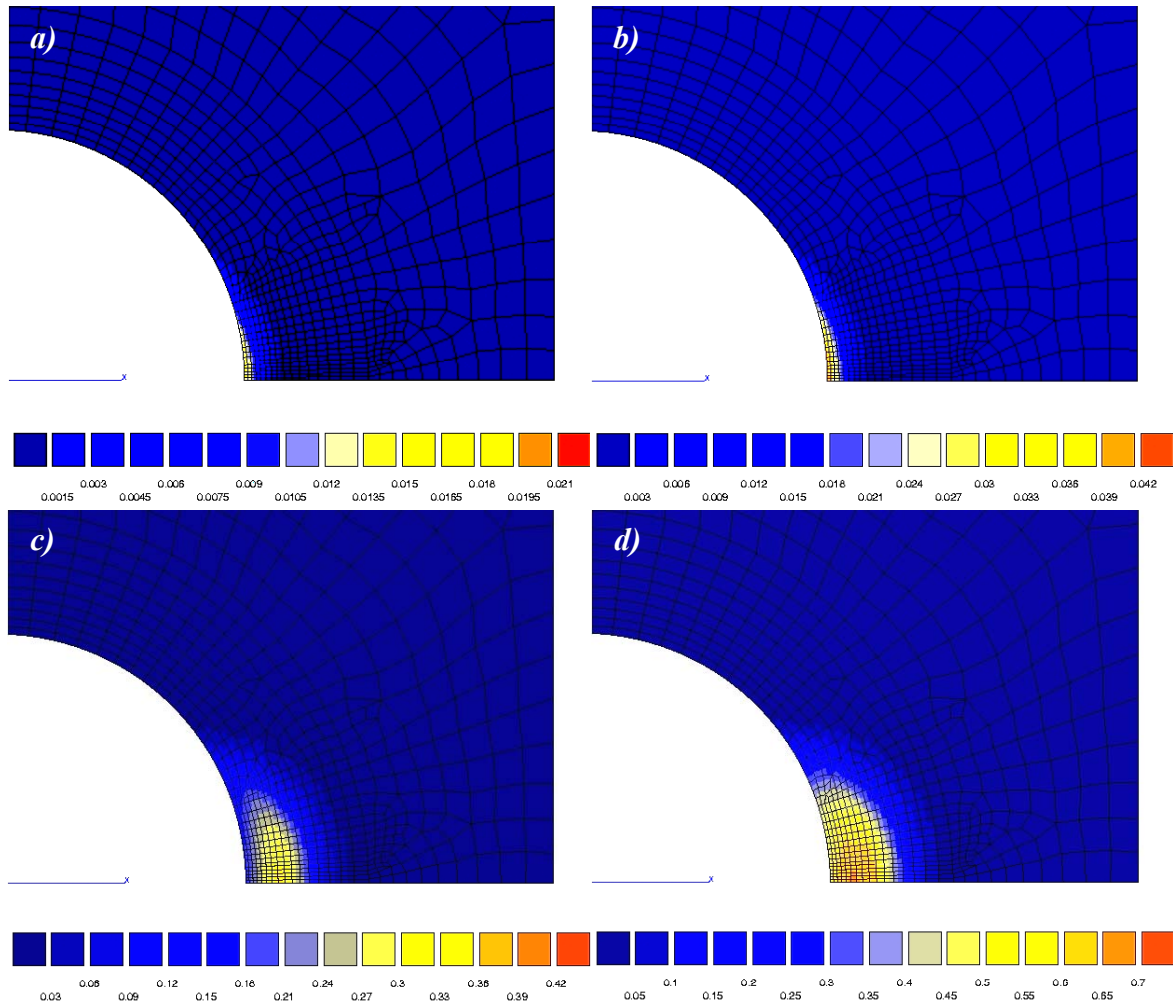


Figure 229: Probabilités de rupture des particules en fond d'entaille pour a) $\sigma_{nom}=700$ MPa et $R_p=1240$ MPa et $\sigma_u=1540$ MPa ; b) $\sigma_{nom}=700$ MPa et $R_p=1140$ MPa et $\sigma_u=1440$ MPa ; c) $\sigma_{nom}=1100$ MPa et $R_p=1240$ MPa et $\sigma_u=1540$ MPa ; d) $\sigma_{nom}=1100$ MPa et $R_p=1140$ MPa et $\sigma_u=1440$ MPa

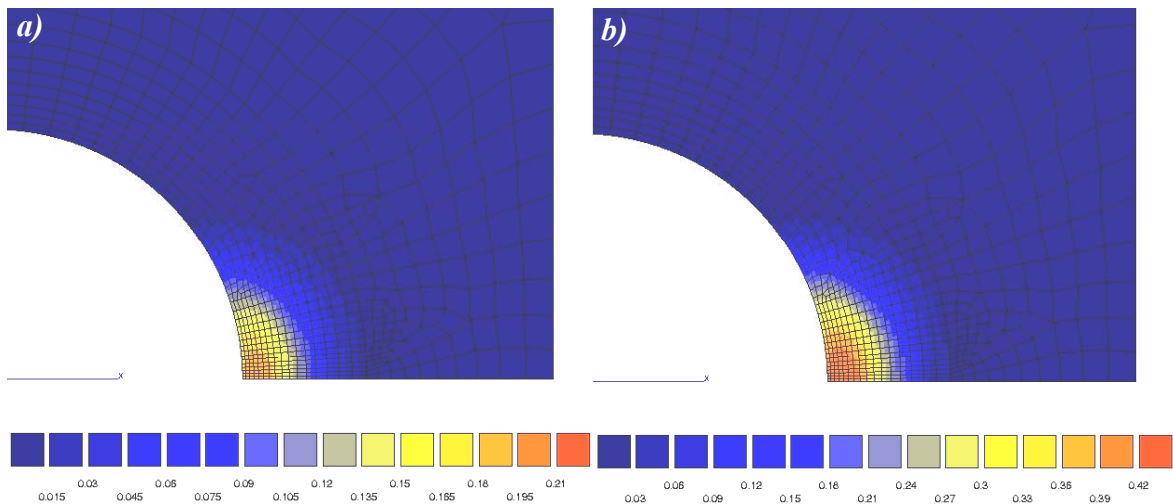


Figure 230: Probabilités de rupture des particules en fond d'entaille pour a) $\sigma_{nom}=1100$ MPa et $R_p=1240$ et $\sigma_u=1540$ MPa ; b) $\sigma_{nom}=1100$ MPa et $R_p=1140$ MPa et $\sigma_u=1440$ MPa.

Il faut à ce niveau introduire les probabilités de présence des particules. La méthode de Monte-Carlo peut ensuite être utilisée pour décrire les probabilités de ces événements et donner ainsi accès aux transitions de mécanisme.

9.4.2. AMORÇAGE EN STADE I

Dans notre modèle, le nombre de cycles à l'amorçage en stade I est directement lié à l'amplitude de déformation plastique (c. f. **eq. 35**). Il est possible d'avoir accès à ces valeurs de l'amplitude de déformation plastique par calcul par éléments finis. La **figure 231** présente ces valeurs le long du ligament et pour quatre contraintes nominales appliquées ($\sigma_{nom}=700$ MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa). On note, sur ces courbes, une chute brutale de la déformation plastique. Elle est associée à la distance critique à partir de laquelle un comportement élastique est retrouvé. Ce point correspond au maximum de la contrainte principale stabilisée. On note par ailleurs que les calculs qui seront effectués, au delà de ce point, comporteront un erreur importante compte tenu des faibles valeurs à calculer. Ce type de profil est directement lié à la loi de comportement utilisée. Dans notre cas, l'utilisation d'un écrouissage cinématique avec seuil conduit à ces changements brutaux de régime.

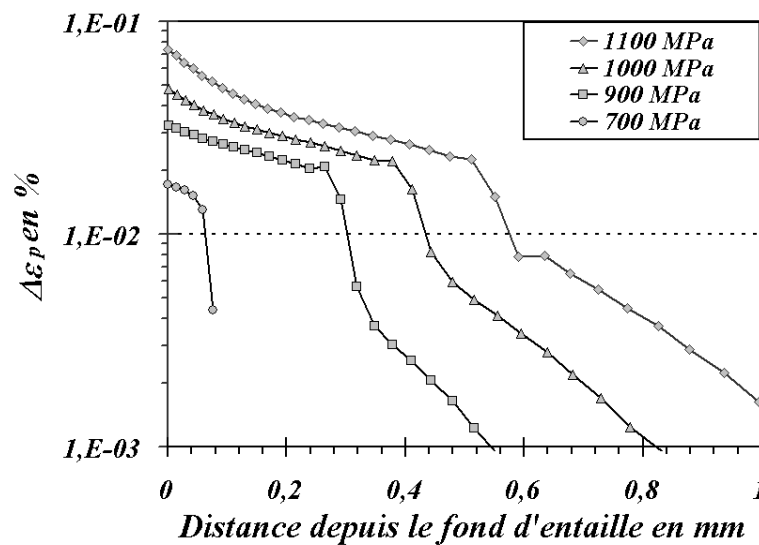


Figure 231: Amplitudes de déformation plastique ($\Delta\epsilon_p^{22}$) calculées par éléments finis en fond d'entaille.

Il est alors possible de calculer le nombre de cycles à l'amorçage en Stade I en surface à partir de l'amplitude de déformation plastique calculée. Le **tableau 17** présente ces résultats pour les quatre contraintes appliquées.

	700 MPa	900 MPa	1000 MPa	1100 MPa
<i>Ni stade I en cycles</i>	344 000	94800	43500	18200

Tableau 17: Nombres de cycles à l'amorçage en Stade I pour quatre contraintes nominales avec $A_{StadeI}=0.1 \mu m.cycle$.

9.4.3. PROPAGATION DANS LES PREMIERS ELEMENTS

Il est également possible de déterminer le nombre de cycles nécessaire pour propager une fissure, à l'aide du modèle de Tomkins, depuis une taille initiale, a_0 jusqu'à une taille finale, a_f . Pour cela, il est nécessaire de calculer l'amplitude de contrainte et de déformation plastique pour chaque nœud. On peut ainsi avoir accès au nombre de cycles, N_p qu'il faut pour rompre un ou quelques éléments (si les gradients ne sont pas trop forts) de taille a_f en partant d'une taille initiale, a_0 . Cette taille initiale correspond à celle des carbures ou, en surface, à la taille de grain quand l'amorçage se produit en stade I.

La **figure 232** présente les amplitudes de contraintes calculées dans le ligament pour quatre niveaux de chargement différents ($\sigma_{nom}=700$ MPa, 900 MPa, 1000 MPa et 1100 MPa).

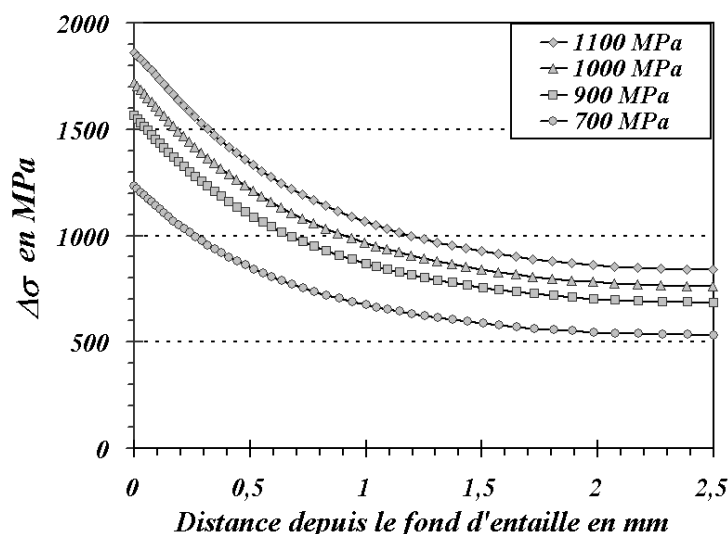


Figure 232: Amplitudes de la contrainte, σ_{22} calculées par éléments finis en fond d'entaille.

A partir des paramètres de chargement, nous pouvons calculer localement le paramètre α du modèle de Tomkins. La **figure 233** présente les valeurs de celui-ci au niveau du ligament de l'éprouvette.

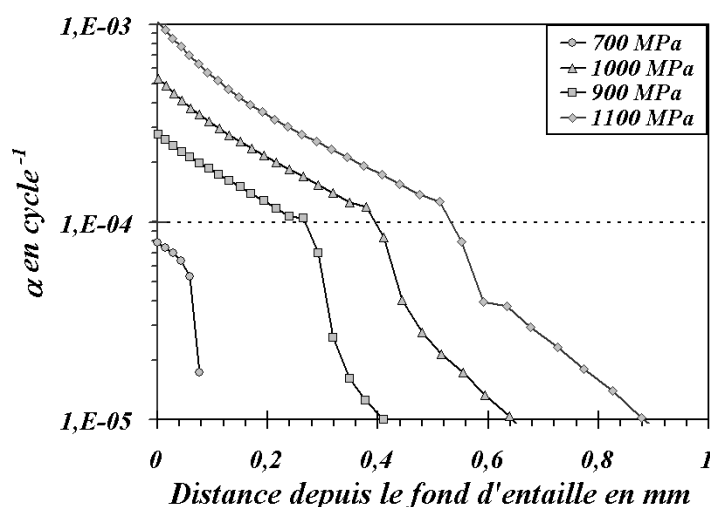


Figure 233: Profil du paramètre α du modèle de Tomkins calculé pour $\bar{T} = 1170$ MPa pour quatre niveaux de chargement différents.

Connaissant la valeur de α en tout point, nous pouvons estimer le nombre de cycles de propagation en fonction de la distance au fond d'entaille (c. f. **figure 234**). Les variations de vitesses de propagation d'une fissure interne dues à l'absence d'effet d'environnement ne sont pas prises en compte dans ces courbes. On constate, sur la **figure 234**, que le nombre de cycles à propagation sur un élément croît avec le rapport a_f/a_0 et décroît avec l'augmentation du chargement. Ces deux variations sont celles attendues. On constate également que la valeur de N_p est toujours la plus faible sur l'élément situé au bord de l'entaille. ainsi, si seules les conditions mécaniques contrôlent la durée de vie, l'amorçage doit se produire préférentiellement en surface, au fond des entailles.

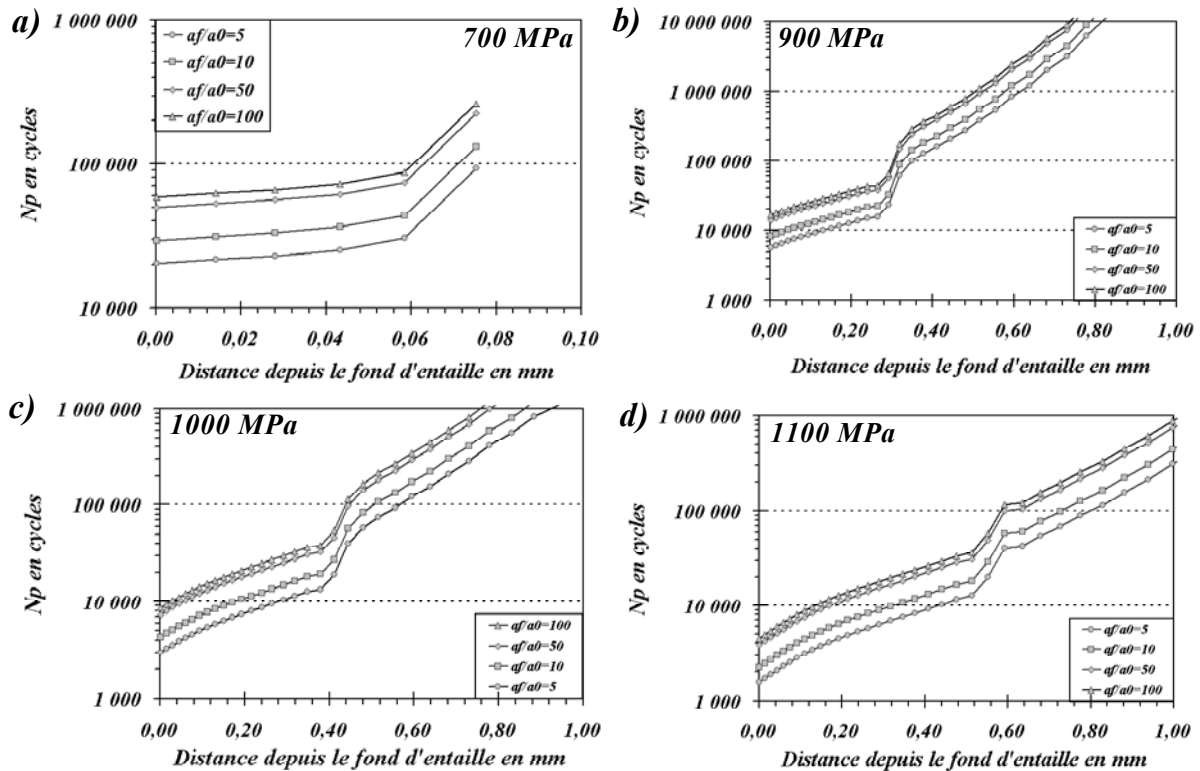


Figure 234: Profils du nombre de cycles nécessaire pour propager une fissure de a_0 à a_f pour quatre contraintes nominales différentes.

9.4.4. METHODE DE CALCUL POUR UN DISQUE DE TURBINE :

Les outils sont maintenant mis en place pour proposer une méthode de dimensionnement d'un disque en ayant recours à une approche probabiliste. Le calcul de durée de vie d'un disque de turbine par cette approche se décompose en différentes étapes. Tout d'abord, un calcul par éléments finis global doit être effectué. Il est réalisé pour des tailles de mailles importantes (la taille minimale est de l'ordre de 500 μm) avec des lois simplifiées. L'objectif de ce calcul est de définir le chargement mécanique des zones fortement sollicitées et plus particulièrement celui des alvéoles de fixation des aubes. Connaissant le chargement appliqué à ces zones, un second calcul, utilisant un maillage plus fin, des lois de comportement plus élaborées et comme conditions aux limites celles issues du calcul global donne accès au chargement en fond d'entaille. La **figure 235** présente ces étapes.

Une fois les calculs purement mécaniques effectués, le modèle probabiliste de durée de vie, désigné précédemment P1 peut être utilisé. Il donne accès au calcul du nombre de cycles à rupture d'un ou de quelques éléments. Pour cela, il faut donc définir la valeur de a_f . Sa valeur résulte d'un compromis :

- ❑ Elle doit être supérieure à la taille maximale de la particule pouvant être rencontrée.
- ❑ Pour un amorçage en sous-couche, elle doit permettre à la fissure de déboucher en surface.
- ❑ Elle doit, enfin, être suffisamment petite pour permettre de considérer que la propagation de la fissure est réalisée sous un chargement uniforme.

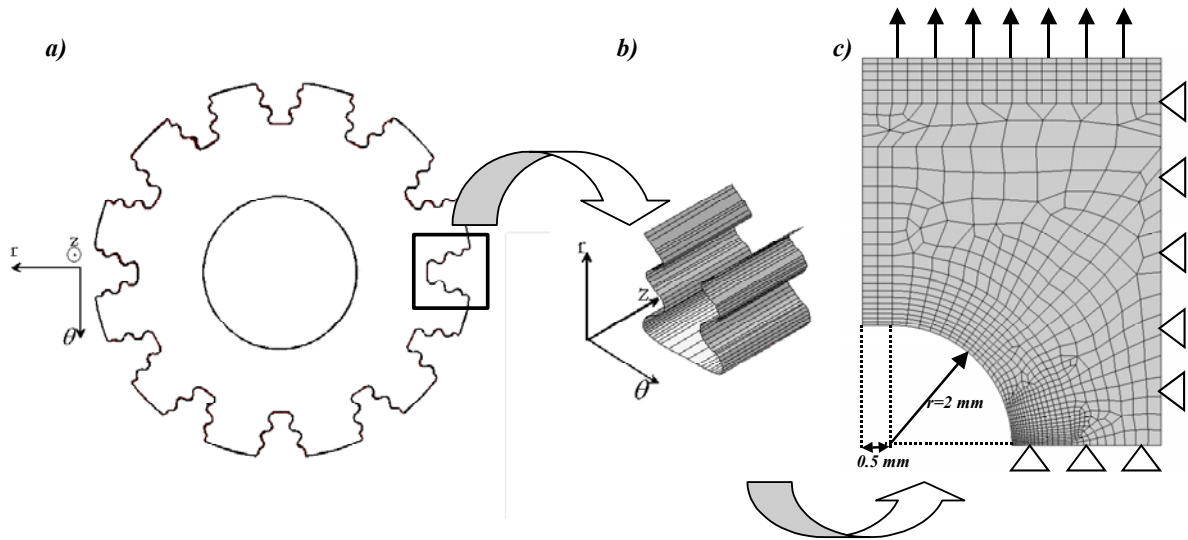


Figure 235 : Représentation schématique des différentes étapes du dimensionnement d'un disque de turbine : a) calcul simplifié de l'ensemble du disque [Pon01]; b) identification des zones fortement sollicitées et de leurs paramètres de chargement [Pon01]; c) Calcul des zones critiques à l'aide de lois de comportement plus élaborées.

Il est ensuite possible de calculer le nombre de cycles nécessaire pour propager une fissure, depuis la taille d'une particule a_0 à cette taille a_f , en utilisant les valeurs de α calculées en tout point x du ligament (c. f. **figure 233**). Il faut ensuite associer à ce nombre de cycles une probabilité. La probabilité de cet événement, P est :

$$P(a_0, x) = P_{pr}(a_0, l) \times P_{rupt}(x) \quad (84)$$

où $P_{pr}(a_0, l)$ est la probabilité de présence d'une particule de taille a_0 dans l'élément de longueur l considéré (**eq. 43**). P_{rupt} est la probabilité de rupture des particules définie pour tout le ligament (c. f. **figure 220**). Nous n'avons pas fixé de taille minimale de particules.

Nous avons appliqué cette démarche à la simulation numérique effectuée pour une contrainte « globale » nominale de 900 MPa. Pour cela, nous avons fixé $a_f = 60 \mu\text{m}$. Cette valeur correspond à deux fois la taille de maille. Elle est, par ailleurs, du même ordre de grandeur que la distance entre particules premières voisines (valeur en pied de pic **figure 103**). Nous avons fixé l'épaisseur sollicitée à 10 mm (épaisseur des éprouvettes testées par Sansoz [Sans00])

La **figure 236.a** présente les probabilités $P(x, N)$ de trouver une particule fissurée de taille donnée, a_0 conduisant à un nombre de cycles à rupture N_p , à une distance x du fond d'entaille. On retrouve naturellement, pour une distance x fixée, une probabilité d'autant plus importante que le nombre de cycles est grand. Pour les nombres de cycles N_p importants, on peut observer l'effet de la probabilité de rupture des particules. Les probabilités observées en surface sont légèrement inférieures à celle observées en proche sous-couche. Cet effet vient s'opposer à l'effet du chargement. Le chargement étant plus important en surface, pour un même N_p , la taille de la particule responsable de la rupture de l'élément sera plus petite en surface qu'en sous-couche. La particule étant plus petite, sa probabilité de présence est plus importante. Ce phénomène favorise la surface.

La **figure 236.b** présente les probabilités de rupture. Celle-ci sont calculées comme :

$$P_f(N \leq N_p) = 1 - \prod_{i=0}^d 1 - P_i(N_i \leq N_p) \quad (69)$$

où P_i est la probabilité de rupture de l'élément i .

Cette courbe ne rend pas compte de la position de l'amorçage. En effet, pour un nombre de cycles N_p donné, la probabilité associée est la somme des probabilités de chaque évènement (c. f. **figure 236.a**) obtenues pour $N < N_p$. Elle donne, en revanche, accès à une partie de la dispersion de durée de vie. L'amorçage sur grain ne sera pas obtenue lorsque la valeur de la probabilité de rupture sur particule a atteint 1, pour un nombre de cycles inférieur à celui nécessaire pour un l'amorçage en stade I ($N_i=94800$ cycles c. f. **tableau 17**)

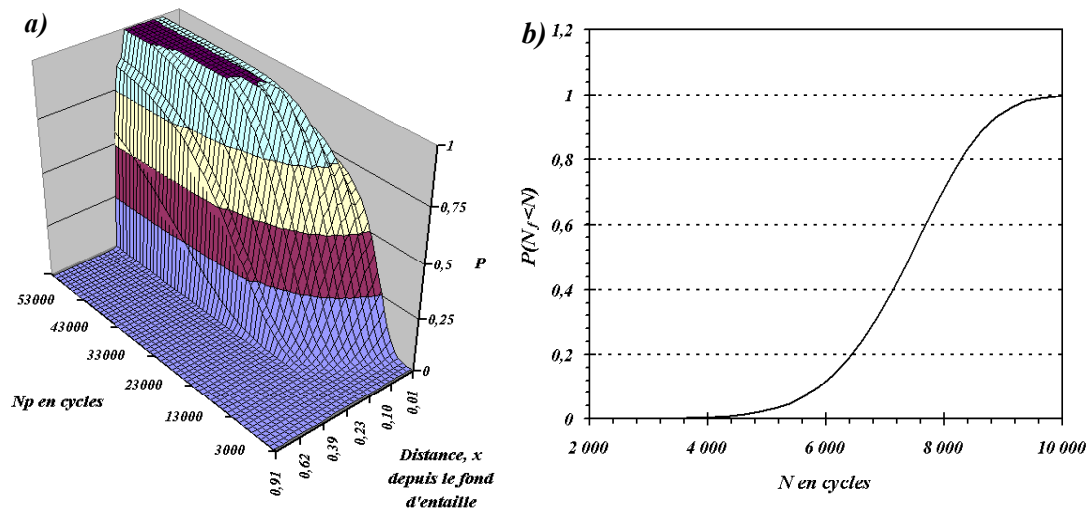


Figure 236 : a) Courbe 3D de probabilité de présence d'une particule fissurée, de taille a_0 , à une distance x depuis le fond d'entaille et donnant lieu à un nombre de cycles à propagation N_p ; b) Probabilité de rupture à un nombre de cycles N (courbe a) cumulée pour $N < N_p$).

Ce calcul donne accès au nombre de cycles à l'amorçage de cette structure entaillée. Il faut enfin propager la fissure ainsi amorcée sur la distance $a_f \approx 1$. Pour cette étape de propagation, la fissure étant située dans une zone à concentration de contrainte, il est préférable d'utiliser une approche en ΔK_{eff} du type de celle proposée par Sansoz [Sans00].

On remarque sur la **figure 236.a** que la fissure prend naissance préférentiellement en surface. On a montré précédemment (voir **Partie 9.3.1.1**) comment il est possible de calculer le ΔK correspondant. La propagation est simulée jusqu'à une distance fixée étant la taille caractéristique à l'amorçage défini au sens des bureaux d'étude ($\sim 500 \mu m$).

La méthode proposée fait intervenir une taille d'élément caractéristique, a_f . Une étude complémentaire doit être faite pour déterminer la sensibilité des résultats de calcul à cette taille caractéristique.

Résumé :

Dans cette partie, nous avons exposé les limites liées principalement à la géométrie et au chargement de pièces en service. Différentes approches, rapides à mettre en place, ont ensuite été proposées pour pallier ces limitations. Une dernière partie a été consacrée à la méthode à mettre en œuvre pour permettre d'étendre ce modèle au cas d'une zone à concentration de contrainte.

Dans un disque de turbine, les zones les plus fortement sollicitées sont les alvéoles de fixation des aubes. Ces zones étant entaillées, la sollicitation n'y est pas uniaxiale. Une méthode basée sur le modèle de Beremin [**BERE81**] a été proposée pour permettre de rendre compte des probabilités de rupture pour un chargement 3D.

Le modèle de Tomkins s'est révélé mal adapté pour les faibles niveaux de plasticité et/ou lorsqu'une contrainte moyenne est présente. Une approche en ΔK permettant de rendre compte des vitesses de propagation mesurées correspondantes a été présentée.

Une méthodologie a été proposée pour appliquer ce modèle dans les zones à concentration de contrainte. Cette approche a montré l'importance de la prévision des champs de contraintes et déformations locaux qui sont à la base de ces calculs de durée de vie. Il est donc indispensable pour une bonne prévision des durées de vie et des probabilités de rupture, de connaître le plus finement possible le comportement du matériau.

Il apparaît ainsi possible de décrire, par ce type de modèle, les différentes transitions de mécanismes et de rendre compte des dispersions de durée de vie qui y sont associées. En revanche, la principale source de dispersion n'a pas été traitée. Une pièce industrielle comme un disque de turbine comporte des hétérogénéités de microstructure et de comportement mécanique. On ne peut donc pas prétendre rendre parfaitement compte du comportement global d'un disque, en utilisant une loi de comportement unique seulement représentative de la zone de prélèvement des éprouvettes testées pour l'identification.

BIBLIOGRAPHIE

- [Bere81] F.M. Beremin, Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 12 N°17,(1981), pp. 723-731.
- [Form67] R. G. Forman, V. E. Kearney, and R. M. Engle, Numerical Analysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure, Journal of Basic Engineering, Vol. D89, No. 3, (1967), pp. 459-464.
- [Haig78] J. R. Haigh and R. P. Skelton ; A strain intensity approche to high température fatigue crack growth and failure ; Materials Science and Engineering, Vol. 36, (1978), pp. 133-137.
- [Hill50] R. Hill, The mathematical theory of plasticity, Oxford University Press, (1950).
- [Irwin57] G. R. Irwin, Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate, Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, (1957) pp 361-364.
- [Murak86] Editor in chief: Y. Murakami, Stress Intensity Factor Handbook, Vol.1 Pergamon Press (1986).
- [Neub61] H. Neuber, Theory of stress concentration of shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinéar stress-strain law, Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics, Vol.28, (1961) pp 544-550.
- [New81] J. C. Newman Jr. and S. R. Raju, An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 15, N °1-2, (1981), pp.185-192.
- [Pon01] S. Ponnelle, Propagation des fissures par fatigue à haute température dans l'Inconel 718 : effet de microstructures et de chargements complexes, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2001).
- [San00] F. Sansoz, Propagation des petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, (2000).
- [Walk70] K. Walker, The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and Fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum, ASTM STP 462, (Philadelphia),(1970), p.1.

CONCLUSIONS

Ces 10 dernières années, l'industrialisation du traitement thermomécanique appliqué à l'alliage 718 DA. Ce traitement a permis d'optimiser certaines caractéristiques mécaniques de ce matériau utilisé dans la fabrication des disques de turbine. Il permet, entre autre, l'obtention de tailles de grain comprises entre 5 et 10 μm et d'une structure d'écrouissage résiduel importante. Cette structure d'écrouissage est principalement à l'origine d'une augmentation de la limite d'élasticité de l'ordre de 200 MPa par rapport au traitement conventionnel, TR. Elle conduit, d'après certains auteurs, à une relaxation des contraintes en pointe de fissure plus importante, lui conférant ainsi une plus grande résistance à la propagation des fissures. Pour des sollicitations en fatigue, on constate aussi des gains importants en terme de durée de vie. En revanche, la dispersion qui y est associée rend la modélisation de durée de vie délicate. Les observations des sites d'amorçage ont révélées que les durées de vie les plus faibles sont souvent associées à des amorçages sur particules et les plus importantes à des amorçages sur grain en Stade I. L'objectif de cette étude était donc d'identifier les mécanismes à l'origine de cette dispersion et de proposer un modèle permettant d'en rendre compte.

❖ Mesures expérimentales

Caractérisation du matériau

Une dissection d'un disque a été réalisée. Les tailles de grain ainsi que les distributions des carbures du type NbC ont été mesurées.

Comportement mécanique

Une caractérisation des hétérogénéités de comportement en traction, à température ambiante, a été effectuée sur une section du disque de l'étude. Celle-ci a révélé une hétérogénéité de propriétés mécaniques importante. Bien qu'une précaution toute particulière ait été attachée aux zones de prélèvement des éprouvettes de fatigue, nous avons constaté des variations de comportement notables.

Les essais de fatigue oligocyclique réalisées principalement à 600°C ont mis en évidence un effet inverse du temps de maintien pour des sollicitations 10-90-10 et 10-10. Cet effet bénéfique du temps de maintien est lié à la relaxation de la contrainte lors du maintien. La diminution de l'amplitude de contrainte conduit alors à une augmentation des durées de vie par rapport à celles mesurées avec le cycle 10-10.

Les effets du fibrage observés par Ponnelle sont aussi présent dans l'alliage 718DA. Son effet du fibrage sur les vitesses de propagation semble jouer un rôle dans le choix du site d'amorçage en fatigue oligocyclique. Ce phénomène peut s'expliquer par une théorie du maillon le plus faible. L'amorçage a ainsi tendance à être situé préférentiellement dans une zone où la surface de l'éprouvette est tangente au fibrage.

Amorçage des fissures

D'un point de vue expérimental, les essais d'oxydation, de fatigue oligocyclique et de traction *in-situ* ont, tout d'abord, permis d'identifier les mécanismes mis en jeu dans

l'amorçage sur particules, dans l'alliage 718DA. Ces amorçages se produisent lors du premier chargement au passage d'une contrainte seuil.

Aucun amorçage sur grain a été constaté sur l'alliage DA, pour des essais réalisés à 600°C avec des déformations totales allant de 0.6% à 1.5% et 1.7% à 350°C. Des traitements thermiques ont donc été effectués pour permettre de modifier la taille de grain de l'alliage et, ainsi, favoriser ce type d'amorçage. La sollicitation en fatigue d'alliage 718 de taille de grain modifiée (150 μm) a permis d'observer des amorçages sur grain.

Propagation de petites fissures

Une méthode de suivi de fissure, à l'aide d'un microscope à grande distance focale (QUESTAR), a été mise en place lors d'une étude précédente réalisée par Sansoz. Nous l'avons adaptée au cas de la fatigue oligocyclique en contrôle de charge et de déformation. Pour ces essais, des sites d'amorçage artificiels sont introduits par électroérosion à la surface des éprouvettes. Leurs tailles sont légèrement supérieures à celles des particules présentes dans l'alliage (40 à 60 μm). Des mesures de vitesses de propagation de petites fissures pour différents niveaux de chargement ont ainsi été effectuées.

Cette méthode de suivi de petites fissures a ensuite été utilisée pour permettre l'observation des phénomènes d'écrans et de coalescence de fissures. L'essai de coalescence de fissures colinéaires a révélé un rôle important de la plasticité en pointe de fissure sur ce phénomène.

❖ Modélisation de la durée de vie

Amorçage des fissures

Un modèle basé sur la compétition entre l'amorçage sur particules et l'amorçage en stade I est proposé.

L'amorçage sur particule se produit au premier quart de cycle au passage d'une contrainte seuil. La taille de la fissure à l'amorçage est, dans ce, cas la taille des particules considérées. Ce type d'amorçage est donc dépendant de la population de particules dans l'alliage. Une démarche possible pour étendre ce critère uniaxial de fissuration des particules au cas de sollicitations 3D a été proposée.

Le nombre de cycles à l'amorçage sur grain est décrit par un modèle de type Tanaka & Mura faisant intervenir explicitement la taille de grain. La taille de la fissure à l'amorçage est ici la taille de grain.

La transition entre ces deux mécanismes intervient lorsque la durée de vie (amorçage + propagation jusqu'à rupture) calculée pour un amorçage sur grain est identique à celle obtenue pour un amorçage sur particules. L'amorçage sur grain sera constaté lorsque la durée de vie associée à un amorçage sur grain est inférieure à celle obtenue pour un amorçage sur particules. Il sera aussi constaté si aucune particule n'est présente dans la zone sollicitée.

Propagation de petites fissures

Les mesures de vitesses de propagation des petits défauts introduits par électroérosion ont permis d'identifier les paramètres du modèle de Tomkins. Celui-ci présente l'avantage d'être

directement applicable au cas de la plasticité généralisée. Ce modèle fait intervenir explicitement les amplitudes de contraintes et déformations plastiques. Il permet de rendre compte en partie des effets d'hétérogénéité de comportement mécanique.

Les mesures de vitesses de propagation de petites fissures ont ensuite été corrélées à celles effectuées sur fissures longues. La démarche proposée ici permet d'utiliser une approche en termes de ΔK pour les zones à concentration de contrainte ou lorsque la plasticité est limitée.

Modélisation de durée de vie déterministe (D)

Un modèle de durée de vie déterministe a ensuite été proposé. Celui-ci permet pour une taille de particule donnée, de reproduire qualitativement et semi-quantitativement les transitions de mécanismes lorsque la taille de grain varie. L'identification du modèle de Tomkins ayant été réalisée uniquement sur l'alliage DA, les durées de vie calculées pour d'autres tailles de grain sont surestimées par le modèle.

Ce modèle permet pour l'alliage DA de reproduire de façon satisfaisante les courbes de durée de vie de type Wöhler et Manson & Coffin. La limite d'endurance de l'alliage DA est associée dans ce modèle à la transition de mécanisme, au passage de la contrainte de fissuration des particules. Les durées de vie calculées à partir des paramètres de chargement et de la taille des sites d'amorçage sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. Il ne permet pas, en revanche, de rendre compte des amorçages sur particules internes observés pour les faibles sollicitations.

Modélisation de durée de vie probabiliste

Deux extensions probabilistes (P1 et P2) du modèle déterministe ont ensuite été proposées. L'aspect probabiliste est introduit dans ces modèles à deux niveaux. Il intervient tout d'abord par l'intermédiaire d'une probabilité de rupture des particules associée aux conditions de chargement. Les densités ainsi que l'histogramme des tailles de particules sont ensuite utilisés. Ils permettent d'avoir accès aux probabilités de présence de particules et de leur associer une taille.

Ce modèle, P1 fait intervenir la distribution aléatoire des particules mesurée. Ces particules ont une probabilité d'engendrer une fissure. Ce modèle permet donc de rendre compte des amorçages sur particules internes lorsque aucune particule surfacique fissurée est constatée. En l'absence de mesures de vitesses de propagation sans effet d'environnement, les durées de vie calculées pour des amorçages internes ne peuvent qu'être estimées. Ce modèle donne accès à l'effet d'échelle présent dans l'alliage 718. Ce type de modèle n'associe pas directement à chaque sollicitation un nombre de cycles à rupture mais plutôt une probabilité de rupture à un nombre de cycles donné. La dispersion de durée de vie expérimentale peut ainsi être prise en compte en grande partie. Ce modèle a été appliqué à une structure entaillée représentative d'un disque de turbine.

Le modèle P2 a été développé pour permettre de rendre compte des phénomènes de coalescence qui peuvent être observés pour les sollicitations les plus sévères. Il est basé sur des simulations de type Monte Carlo faisant intervenir la répartition des particules dans l'alliage. Ce modèle donne accès aux effets d'une répartition en amas sur la durée de vie calculée. Les temps de calcul sont, en revanche, encore trop importants pour permettre l'utilisation de ce type de modèle pour les faibles sollicitations. Dans ce cas, les surfaces à

simuler pour garantir une population de fissures représentative du matériau réel seraient bien trop longues à simuler.

PERSPECTIVES

Si un retour en arrière permet de se rendre compte des pas qui ont été faits dans la compréhension des mécanismes d'endommagement par fatigue de l'alliage 718, en se projetant dans l'avenir, on ne peut que constater l'étendue du chemin qu'il reste à parcourir. C'est, sans aucun doute, le but de cette partie que d'évoquer quelles sont les différentes voies possibles à plus ou moins long terme.

Dans un premier temps, il est important d'identifier expérimentalement la position des transitions de mécanisme lorsque les rapports surface sur volume évoluent. Cette méthode est, je pense, la plus efficace pour identifier plus finement les paramètres du modèle. Ce travail se décompose en deux étapes. Des calculs par éléments finis doivent tout d'abord permettre de quantifier pour des éprouvettes entaillées quels sont les « volumes et surfaces » sollicités. Il serait ensuite important d'implémenter ce modèle d'endommagement dans un logiciel de calcul par éléments finis et ainsi de quantifier plus précisément ces transitions. Ces différents points seront traités en grande partie lors d'un stage de Mastère qui se déroulera en début d'année 2004.

Le modèle de simulation 2D de microstructure et de durée de vie mis en place permet actuellement de prédire les effets d'échelles. Il serait intéressant de réaliser un plus grand nombre de simulations mais aussi de simuler des tailles plus importantes pour identifier l'effet d'échelle dans le cas de l'implantation en amas. Le même travail, pour des plus faibles sollicitations, serait aussi à effectuer. Dans ce cas, la taille des images serait plus importantes pour un même nombre de fissures et donc, les simulations plus longues. Il serait enfin facile d'activer les phénomènes d'écrans et de bifurcations de fissures qui sont déjà présents dans le programme. La simulation par éléments finis couplée à des mesures d'interactions de fissures doit permettre d'identifier et de quantifier les critères de bifurcation et d'interaction de fissures. Un travail expérimental et théorique important reste à faire à ce niveau.

Dans le cadre de cette étude, nous avons utilisé une loi puissance comme loi de comportement de l'alliage 718. La fiabilité des durées de vie simulées étant directement liée à la prédiction du niveau de contrainte et de déformation, il serait nécessaire d'utiliser une loi plus fine pour permettre d'étendre le modèle à des conditions de sollicitation différentes. L'alliage 718 forgé est, de plus, loin d'avoir un comportement homogène. Si dans le cadre de du projet FAMICRO une loi de comportement élasto-visco-plastique a été identifiée, elle ne permet de rendre compte que de la zone homogène à partir de laquelle les éprouvettes ont été prélevées. Il serait nécessaire de quantifier les effets des hétérogénéités de comportement, peut être dans un premier temps en modifiant simplement l'amplitude du domaine élastique, sans modifier les divers écrouissages.

Le modèle de Tomkins utilisé pour les calculs du nombre de cycles de propagation s'applique théoriquement à un chargement symétrique stable. Nous avons pour nos mesures de vitesses de propagation en $R_e=0$, posé l'hypothèse que pour un chargement « suffisant » à chaud les contraintes se symétrisent rapidement. Il n'y a dans ce cas que peu d'effet de contrainte moyenne. Cette hypothèse s'est vérifiée pour la plupart de nos essais de propagation sauf l'essai réalisé à 0.9%. Pour ces conditions, la vitesse de propagation s'est avérée supérieure à celle qui pouvait être attendue et ce probablement par l'effet de contrainte moyenne. Il est donc important d'introduire dans ce modèle l'effet de contrainte moyenne par une amplitude de contrainte effective par exemple. Bien que cet effet soit peu marqué à 600°C

grâce à une relaxation rapide de la contrainte moyenne, ce n'est pas forcément le cas à plus basse température.

Le modèle d'amorçage en Stade I utilisé dans cette étude n'a pas pu être vérifié expérimentalement. La sollicitation d'éprouvettes lisses ne permet pas d'observer ce type d'amorçage dans l'alliage 718DA. Un gros travail expérimental et théorique des cinétiques d'amorçage en Stade I serait sans doute à engager pour mettre en évidence les effets de tailles de grain sur ce type d'amorçage. Il est certain, compte tenu de l'effort industriel constant, pour aboutir à des microstructures les plus homogènes et fines possible, que l'étude des amorçages en Stade I sur alliages à gros grains ne fait pas partie des axes de recherches prioritaires pour un industriel. Il mérite tout de même d'être évoqué.....

L'amélioration constante des procédés d'élaboration de l'alliage 718 conduira sans doute dans un avenir plus ou moins proche à l'arrivée des bas carbone et bas azote. Cette modification de la chimie de l'alliage n'est pas sans effet sur les phénomènes de ségrégation et de taille de grain. Pour la tenue en fatigue, la réduction de la teneur en carbone s'accompagneraient d'une diminution du nombre de particules mais pas de leur taille. Cette diminution du nombre de particules peut tout de même conduire à des gains significatifs puisque les transition de mécanismes d'amorçage sont décalées vers les fortes sollicitations. Il y a donc tout de même des gains à espérer des basses teneurs en carbone et azote.

Enfin comme tout thésard, j'espère que ce modèle n'est que la première pierre d'un projet plus vaste, qu'il est posé sur des fondations suffisamment solides pour perdurer sans ceux qui l'ont conçu. Si c'est le cas, lorsque des défauts d'usinage conduisent à des amorçages prématurés, que le nombre de sites est lié au niveau de chargement, on ne peut que penser à des probabilités de rupture sur oxyde, collage de copeaux et autres rayures hélicoïdales. Prédire ces transitions lorsque les pièces sont sablées et non polies jusqu'au micron comme les éprouvettes de laboratoire et de ce fait que les amorçages sont repoussés en sous-couche ou bien en interne serait possible. Décrire la nocivité relative et les cinétiques d'autres « types » d'amorçage pour les introduire dans ce modèle est sans doute pour moi la plus belle perspective.

Annexes

ANNEXE 1 : TABLES DES EPROUVETTES ET DES PRINCIPAUX RESULTATS.....	230
ANNEXE 2 : ANALYSE D'IMAGE	234
ANNEXE 3 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN TRACTION	240
ANNEXE 4 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN FATIGUE	243
ANNEXE 5 : ESSAIS DE DUREE DE VIE EN FATIGUE	250
ANNEXE 6 : TABLES DES MESURES EXPERIMENTALES SUR REPLIQUES ET HISTOGRAMMES DE POPULATION DE FISSURES	252
ANNEXE 7 : EXTENSIONS DU MODELE D'INTERACTION DE FISSURES	257
ANNEXE 8 : ETUDE PARAMETRIQUE DE L'EFFET DE LA VITESSE DE PROPAGATION INTERNE SUR LES RESULTATS DU MODELE PROBABILISTE	259
ANNEXE 9 : CALCUL DE ΔK EQUIVALENT APPLIQUE LORS DES ESSAIS DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES	261
ANNEXE 10 : LOIS DE COMPORTEMENT	268

ANNEXE 1 : TABLES DES EPROUVETTES ET DES PRINCIPAUX RESULTATS

Cette annexe présente sous forme de tables les différentes éprouvettes testées, les conditions d'essais et, dans certains cas, les résultats de ceux-ci. Elle a pour but de synthétiser les essais réalisés et donner les principales valeurs numériques en traction. Elle permet enfin de garder une trace des essais ratés et des éprouvettes non testées.

I/ Tables des éprouvettes de durée de vie :

Eprouvettes de durée de vie	T en °C	Cycle	Environnement	Nf en cycles	Observations
Série TRX					
TR1	600	10-90-10 1.1%	Vide	10735	
TR2	600	10-90-10 1.1%	Vide	8680	Préoxydation avant essai
Série DAX					
DA3	600	10-90-10 1.1%	Vide	11100	
DA4	600	10-90-10 1.1%	Air	6550	
DA5	600	10-90-10 1.1%	Air	9395	
DA11	600	10-90-10 1.1%	Air	3691	
DA12	600	10-90-10 1.1%	Air	5126	
DA21	600	10-90-10 1.1%	Air	3529	
DA22	600	10-10 1.1%	Air	2440	
DA23	600	1.5-1.5 0.6% Re=-0.2	Air	1052800	Stabilisation de l'essai en contrôle de déformation puis pilotage en charge
DA24	350	15.4-90-15.4 1.7%	Air	1991	
DA31	Problème d'extensomètre				
DA32	600	10-90-10 1.1%	Vide	9816	
DA33	600	10-90-10 1.1%	Air	3821	
DA34	600	13.6-90-13.6 1.5%	air	900	
DA41	600	1.5-1.5 0.6%	Air	11000	Rupture hors de la zone utile
DA42	600	10-10 1.1%	Air	1470	
DA43	600	13.6-90-13.6 1.5%	Air	690	
Eprouvettes retraitées thermiquement pour en modifier la taille de grain					
DA14 retraitée	600	10-90-10 1.1%	Air	250	3h 1040 R1R2 sans phase δ taille de grain : 100-150 μm
DA13 retraitée	600	10-90-10 1.1%	Air	456	3h 1040 R1R2 avec phase δ taille de grain : 100-150 μm
DA122 retraitée	500	Essai Cythia -30 MPa -580 MPa	Air	10000	Taille de grain : 100-150 μm pas de rupture
DA91 retraitée	Problème d'extensomètre				
DA92 retraitée	600	10-10 1.1%	Air	1900	Taille de grain : 40 μm
DA93 retraitée	600	10-10 1.1%	Air	1800	Taille de grain : 40 μm
DA44	Non testée				
F101	Non testée				
F102	Non testée				
F103	Non testée				

II/ Tables des éprouvettes de comportement :

Eprouvettes de comportement	T en °C	Type d'essai	Environnement	Observations
DA15	200	Courbe à $R\epsilon=0$ $\Delta\epsilon_t=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie
DA25	600	Courbe à $R\epsilon=0$ $\Delta\epsilon_t=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie
DA35	450	Courbe à $R\epsilon=0$ $\Delta\epsilon_t=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie
DA45	350	Courbe à $R\epsilon=0$ $\Delta\epsilon_t=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie
Courbe d'écrouissage cyclique				
DA94 retraitée	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie taille de grain : 40 μm
DA95 retraitée	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie taille de grain : 40 μm
DA121 retraitée	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie taille de grain 100-150 μm
DA123 retraitée	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie taille de grain 100-150 μm
DA104	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette polie
DA105	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette polie
DA124	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie
DA125	600	Courbe à $R\epsilon=-1$ $\Delta\sigma=f(\Delta\epsilon_p)$	Air	Eprouvette non polie

III/ Tables des éprouvettes de propagation de petites fissures :

Eprouvettes Plates	T en °C	Cycle	Environnement	Nf en cycles	Observations	Amorçage
F71	600	10-10 1%	Air	6700	Essai non valide	Amorçage sur carbure et pas sur microdéfaut
F72	600	10-90-10 1.1%	Air	975		Amorçage sur microdéfaut
F73	600	10-10 ± 750 MPa	Vide primaire	10200		2 microdéfauts (premier test de coalescence)
DA74	Panne MTS 10T en cours d'essai					
DA75	600	10-90-10 1.25%	Air	850		Amorçage sur microdéfaut
DA84	Mesure de gradient de température					
DA85	600	10-90-10 1.5%	Air	485		Sans microdéfauts
DA111	600	10-10 ± 750 MPa	Air	9680		4 microdéfauts essais de coalescence
DA112	600	10-10 0.9%		10200	Essai non valide	Rupture sur particule d'Al ₂ O ₃
DA113	600	10-10 ± 750 MPa	Vide primaire	16600		Amorçage sur microdéfaut
DA114	Non testée					
DA115	600	10-10 0.9%	Air	4430	Essai non valide	Amorçage sur particules et pas sur microdéfaut
DA21	600	10-10 ± 750 MPa	Air	8400		Amorçage sur 2 microdéfauts superposés mais rupture sur particules
DA22	600	10-10 1%	Air	1970		Amorçage sur microdéfaut
DA23	600	10-10 0.9%	Air	2150		Amorçage sur microdéfaut
DA24	Non testée avec deux microdéfauts alignés					
DA25	Non usiné					

IV/ Table des éprouvettes KB1.5 utilisées pour mesurer les fractions de particules fissurées :

Eprouvettes KB 1.5	F en N	σ_{\max} mesurée en MPa	σ_{\max} corrigée* en MPa (Vide)	Nombre de particules fissurées	Nombre de particules non fissurées	Fraction de particules fissurées	Rupture de l'éprouvette
KB 811	10170	1356	1240	17	296	0,05	Non
KB 812	9850	1313	1200	23	241	0,09	Non
KB 821	9975	1330	1215	51	206	0,2	Oui
KB 822	10000	1333	1215	165	99	0,63	Oui
KB 831	9500	1267	1150	2	99	0,02	Non
KB 832	9500	1267	1150	15	232	0,06	Non
KB 841	9360	1248	1130	0	272	0	Non
KB 842	9750	1300	1185	33	313	0,10	Non
KB 851	9780	1304	1190	27	189	0,13	Non
KB 852	10000	1333	1215	35	138	0,20	Oui
KB 861	9850	1313	1200	41	237	0,15	Non
KB 862	9036	1205	1090	0	325	0	Non

*Ces essais étant réalisés sous vide avec une cellule de charge positionnée à l'extérieur de l'enceinte, il est indispensable de tenir compte de la traction induite par la différence de pression. Pour notre section d'éprouvette la correction à appliquer est de 116 MPa.

V/ Table des éprouvettes de traction à chaud :

Traction à chaud	T°C	σ_e	σ_m	A%	Observations
T 11	Non testée				
T 12	Non testée				
T 21	Non testée				
T 22	Non testée				
T 31	Non testée				
T 32	Non testée				
T 411 retraitée	350	950	1100	30	Taille de grain :100-150 μm
T 412 retraitée	600	900	1025	24	Taille de grain :100-150 μm
T 421	350	1250	1400	18	DA
T 422	600	1200	1350	27	DA

VI/ Table des éprouvettes de traction utilisées pour déterminer la cartographie de comportement :

Traction cartographie	T °C	σ_e en MPa	σ_m en MPa	A%	Observations	Correction
T 511	T amb	1350	1530	19,0	Problème d'extensomètre	Courbe recalculée à partir du déplacement vérin
T 521	T amb	1330	1520	22,1		
T 522	T amb	1360	1520	26,0		
T 531	T amb	1395	1555	23,7		
T 532	T amb	1410	1570	22,7		
T 541	T amb	1330	1530	22,7		
T 542	T amb	1354	1530	25,2		
T 551	T amb	1395	1540	23,4		
T 552	T amb	1395	1550	23,5		
T 561	T amb	1291	1492	24,4		
T 562	T amb	1271	1490	26,6		
T 571	T amb	1451	1560	20,0		
T 572	T amb	1390	1530	21,3		
T 581	T amb	1464	1620	16,8	Problème d'extensomètre	Courbe recalculée à partir du déplacement vérin
T 582	T amb	1481	1590	16,4	Problème d'extensomètre	Courbe recalculée à partir du déplacement vérin
T 591	T amb	1350	1520	23,9		
T 592	T amb	1350	1520	23,0		
T 5101	T amb	1325	1520	21,8		
T 5102	T amb	1350	1525	24,2		

ANNEXE 2 : ANALYSE D'IMAGE

La précipitation de la phase δ dans l'alliage 718 utilisé dans le cadre de cette étude est principalement intergranulaire. Sa forte densité peut permettre de distinguer les joints de grains de l'alliage sans attaque. Un programme de fermeture de cellules a été développé au Centre des Matériaux et permet de faire cette reconstruction numérique des joints de grain. Cette annexe présente ces résultats. On retrouve à la **figure 1.a** l'image initiale et à la **figure 1.b** cette même image traitée par analyse d'image de façon à isoler les différentes particules (carbures et phase δ).

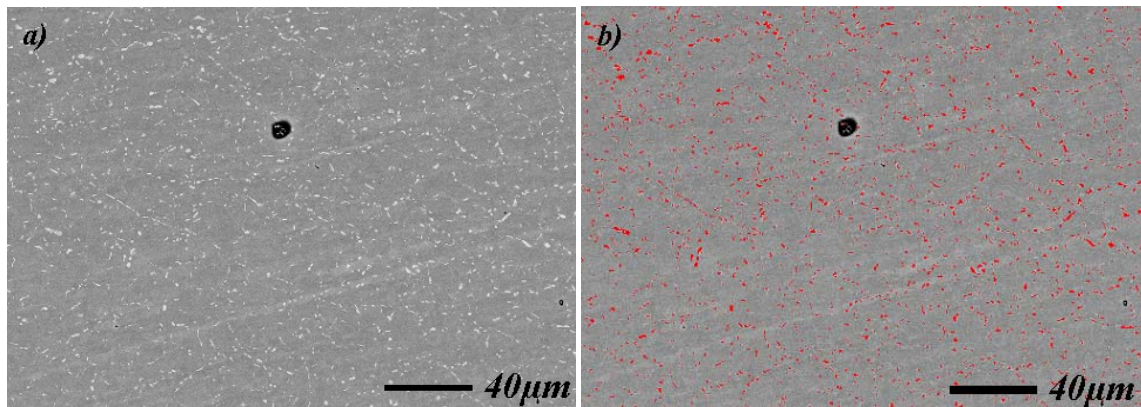


Figure 1 : Image utilisée pour la reconstruction numérique des joints de grain : a) image initiale, b) image traitée afin d'en isoler la phase δ .

Le programme tente de reconstruire des formes fermées ayant la concordance la plus importante avec la phase δ tout en minimisant la longueur totale de segments.

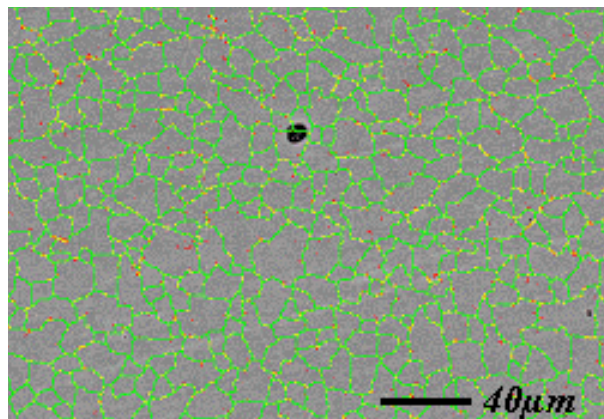


Figure 2 : Image obtenue après reconstruction numérique des joints de grain.

Le **tableau 1** présenté montre les résultats de l'estimation elliptique des amas. Les particules isolées sont considérées comme des amas ne comportant qu'une particule. La taille, a de ces particules isolées est la moyenne du grand et du petit axe de la particule.

a en μm	c en μm	Aire en μm^2	a/c	Angle en degrés	Nombre de particules
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	4,1	4,1	0,1	52,4	2
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,4	0,4	0,1	1,0	0,0	1
0,5	4,7	5,3	0,1	-36,2	2
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	2,1	1,3	0,3	-17,2	2
0,5	3,0	2,4	0,2	-22,1	2
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,5	0,5	0,2	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	19,7	81,1	0,0	-46,2	2
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	1,5	0,9	0,4	85,4	2
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,6	0,6	0,3	1,0	0,0	1
0,7	0,7	0,3	1,0	0,0	1
0,7	0,7	0,4	1,0	0,0	1
0,7	18,5	71,8	0,0	24,9	2
0,7	0,7	0,4	1,0	0,0	1
0,7	0,7	0,4	1,0	0,0	1
0,7	0,7	0,4	1,0	0,0	1
0,7	0,7	0,4	1,0	0,0	1

0,8	4,8	6,1	0,2	13,5	2
0,8	0,8	0,5	1,0	0,0	1
0,8	0,8	0,5	1,0	0,0	1
0,8	11,0	27,4	0,1	-4,2	2
0,8	4,2	4,8	0,2	1,3	2
0,8	15,0	48,9	0,1	3,8	3
0,8	15,9	55,0	0,1	1,6	2
0,8	17,8	68,2	0,0	44,8	2
0,8	0,8	0,5	1,0	0,0	1
0,8	0,8	0,5	1,0	0,0	1
0,8	0,8	0,6	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,6	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,6	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,6	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,6	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,6	1,0	0,0	1
0,9	19,0	77,5	0,0	-0,6	3
0,9	3,0	3,0	0,3	32,6	2
0,9	5,5	8,0	0,2	3,8	2
0,9	0,9	0,7	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,7	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,7	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,7	1,0	0,0	1
0,9	0,9	0,7	1,0	0,0	1
1,0	16,3	58,7	0,1	-5,0	2
1,0	5,9	9,2	0,2	-9,9	2
1,0	18,1	71,5	0,1	-7,8	3
1,0	1,0	0,7	1,0	0,0	1
1,0	25,9	141,6	0,0	-17,1	3
1,0	13,0	38,3	0,1	40,1	3
1,0	1,0	0,8	1,0	0,0	1
1,0	1,0	0,8	1,0	0,0	1
1,0	1,0	0,8	1,0	0,0	1
1,0	1,0	0,8	1,0	0,0	1
1,0	1,0	0,8	1,0	0,0	1
1,1	4,1	5,3	0,3	42,0	2
1,1	3,9	4,8	0,3	26,3	2
1,1	1,1	0,9	1,0	0,0	1
1,1	1,1	0,9	1,0	0,0	1
1,1	5,2	8,0	0,2	-47,7	2
1,1	3,8	4,7	0,3	75,9	2
1,2	10,0	24,4	0,1	-21,1	3
1,2	18,1	73,0	0,1	50,9	2
1,2	10,8	28,1	0,1	-35,1	3
1,2	1,2	1,2	1,0	0,0	1
1,2	1,2	1,2	1,0	0,0	1
1,2	3,0	3,5	0,4	-32,1	2
1,2	1,2	1,2	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,2	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,2	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,3	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,3	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,3	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,4	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,4	1,0	0,0	1
1,3	1,3	1,4	1,0	0,0	1
1,4	22,3	109,9	0,1	-13,5	3

1,4	13,9	45,8	0,1	-70,8	2
1,4	1,4	1,5	1,0	0,0	1
1,4	4,9	7,8	0,3	-11,5	2
1,4	15,7	57,8	0,1	-8,9	4
1,4	4,0	5,9	0,4	8,4	2
1,5	1,5	1,7	1,0	0,0	1
1,5	13,2	42,2	0,1	18,4	3
1,5	5,2	8,7	0,3	49,0	2
1,5	1,5	1,9	1,0	0,0	1
1,6	1,6	1,9	1,0	0,0	1
1,6	1,6	1,9	1,0	0,0	1
1,6	1,6	2,0	1,0	0,0	1
1,6	1,6	2,0	1,0	0,0	1
1,6	9,4	23,8	0,2	7,3	4
1,6	18,8	81,6	0,1	-3,4	3
1,6	1,6	2,1	1,0	0,0	1
1,6	1,6	2,1	1,0	0,0	1
1,7	1,7	2,2	1,0	0,0	1
1,7	1,7	2,2	1,0	0,0	1
1,7	23,2	121,9	0,1	-80,3	2
1,7	6,8	14,2	0,3	-26,2	2
1,7	13,5	45,6	0,1	44,0	2
1,7	7,6	17,3	0,2	-38,7	2
1,8	2,7	4,0	0,6	45,5	2
1,8	6,9	14,8	0,3	-2,8	5
1,8	10,9	31,2	0,2	-14,1	2
1,8	1,8	2,5	1,0	0,0	1
1,8	1,8	2,5	1,0	0,0	1
1,8	1,8	2,6	1,0	0,0	1
1,9	9,3	24,5	0,2	-20,5	2
1,9	11,0	32,8	0,2	4,7	4
1,9	1,9	2,9	1,0	0,0	1
2,0	6,1	12,8	0,3	-21,9	2
2,0	2,0	3,1	1,0	0,0	1
2,0	2,0	3,1	1,0	0,0	1
2,0	2,0	3,3	1,0	0,0	1
2,0	2,0	3,3	1,0	0,0	1
2,0	2,0	3,3	1,0	0,0	1
2,1	21,3	107,3	0,1	-5,7	4
2,1	8,8	23,5	0,2	-8,8	2
2,1	8,2	20,9	0,3	-6,2	3
2,2	10,7	32,5	0,2	10,8	2
2,2	22,6	120,5	0,1	-17,7	3
2,2	6,0	13,5	0,4	-3,4	2
2,3	4,7	9,6	0,5	43,4	2
2,3	11,9	39,7	0,2	-2,6	4
2,3	14,9	58,3	0,2	-28,2	4
2,4	15,8	64,7	0,2	40,1	6
2,4	7,6	19,8	0,3	37,0	3
2,5	2,5	5,0	1,0	0,0	1
2,5	18,7	88,5	0,1	-7,5	4
2,6	6,4	15,8	0,4	-86,0	2
2,6	14,3	56,0	0,2	-36,3	4
2,6	2,6	5,5	1,0	0,0	1
2,7	4,2	9,2	0,6	86,9	2
2,7	2,7	5,7	1,0	0,0	1
2,8	12,9	47,9	0,2	30,7	2

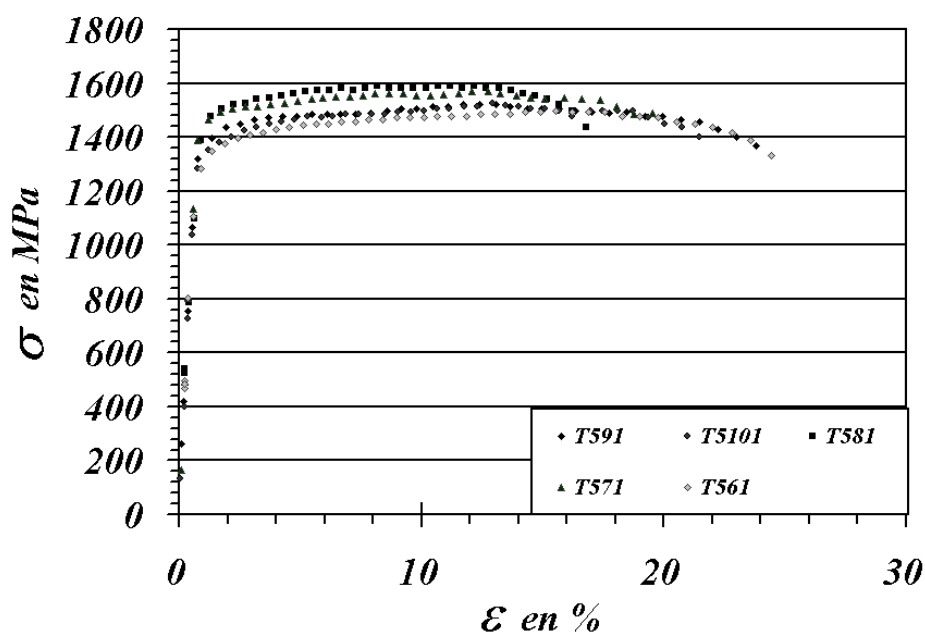
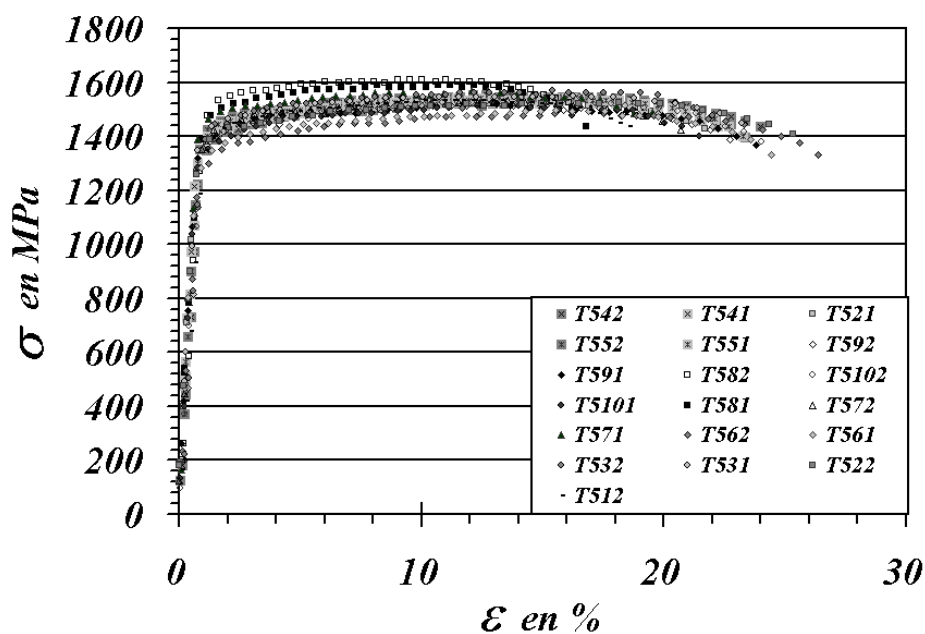
2,8	16,9	76,5	0,2	-19,5	4
2,8	5,7	14,2	0,5	-0,7	2
2,8	36,0	296,1	0,1	-17,9	4
2,9	25,7	159,8	0,1	-16,4	6
2,9	9,9	32,1	0,3	33,7	5
2,9	8,8	26,8	0,3	-39,6	3
3,0	8,0	24,0	0,4	7,1	3
3,0	24,0	143,0	0,1	-11,3	4
3,0	24,0	143,1	0,1	9,6	6
3,0	10,5	35,7	0,3	-34,1	3
3,1	20,3	107,6	0,2	5,1	4
3,1	7,3	21,2	0,4	-25,0	3
3,1	7,9	23,5	0,4	85,4	3
3,1	10,8	38,0	0,3	-73,6	2
3,2	29,1	204,6	0,1	-25,2	4
3,2	22,1	126,2	0,1	2,8	3
3,3	20,3	109,0	0,2	-3,2	3
3,3	6,3	18,3	0,5	-51,6	3
3,4	13,5	56,0	0,2	25,7	4
3,4	15,2	68,3	0,2	-9,6	7
3,6	23,9	148,6	0,1	10,7	3
3,6	14,5	64,7	0,3	-13,5	3
3,7	15,3	70,9	0,2	-26,9	4
3,9	7,3	24,7	0,5	-17,1	5
4,1	8,9	32,9	0,5	20,3	3
4,1	4,1	13,5	1,0	0,0	1
4,3	33,9	285,8	0,1	23,2	8
4,4	13,6	63,3	0,3	-19,3	4
4,5	11,9	52,9	0,4	-82,3	2
4,5	15,5	78,9	0,3	-4,8	7
4,5	9,7	39,6	0,5	85,1	4
4,6	20,2	120,9	0,2	-13,5	8
4,8	37,4	349,6	0,1	13,3	8
4,9	18,9	111,3	0,3	-24,9	8
4,9	23,1	153,9	0,2	29,8	4
4,9	17,1	95,1	0,3	31,5	8
4,9	22,5	147,7	0,2	-47,8	4
5,0	19,8	120,6	0,3	5,1	6
5,0	28,7	223,4	0,2	-30,6	7
5,3	28,8	227,9	0,2	18,6	6
5,4	8,6	38,9	0,6	11,7	7
5,5	13,2	68,4	0,4	48,6	5
5,6	32,5	283,7	0,2	0,3	11
5,8	14,3	79,3	0,4	30,8	3
6,0	33,1	300,0	0,2	-67,5	3
6,0	24,1	178,2	0,3	-68,2	4
6,2	20,9	144,0	0,3	6,4	9
6,3	14,3	83,0	0,4	-26,6	6
6,5	11,4	62,9	0,6	31,0	4
6,5	38,4	397,1	0,2	-3,8	7
6,6	20,8	147,1	0,3	38,7	5
6,6	33,7	319,2	0,2	-3,1	6
6,8	17,7	117,5	0,4	-2,6	6
6,8	14,2	86,2	0,5	8,2	10
7,2	30,1	273,3	0,2	10,4	6
7,4	16,1	108,6	0,5	-69,4	6
7,5	20,3	151,0	0,4	37,8	6

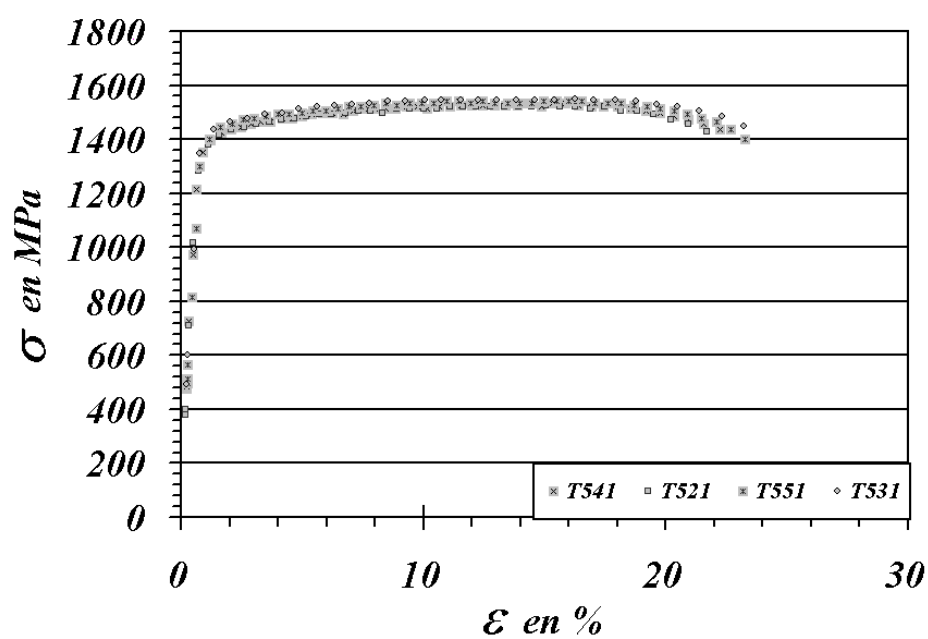
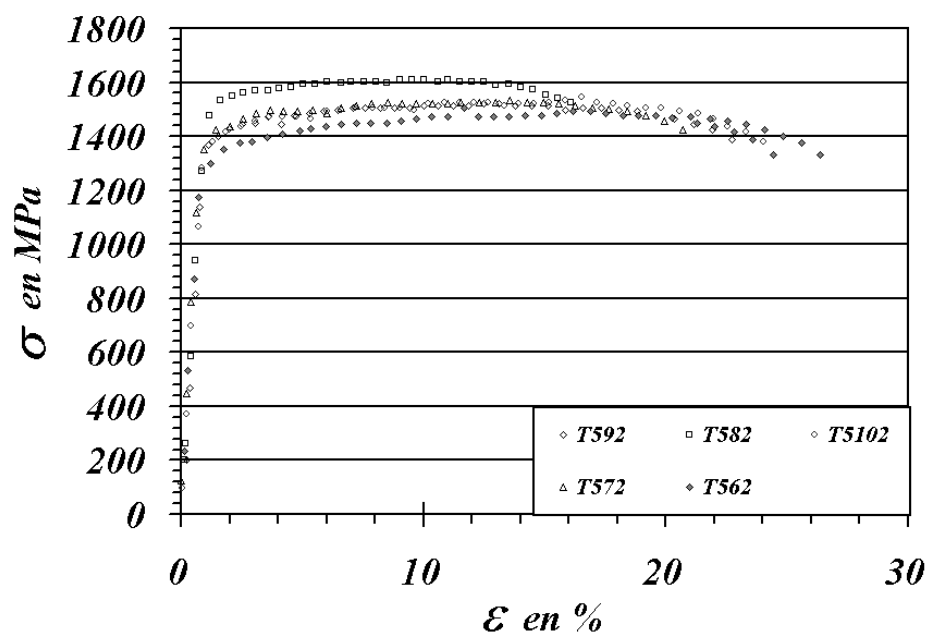
7,5	15,4	102,7	0,5	3,9	3
7,6	25,8	219,1	0,3	-0,2	9
7,7	14,3	95,0	0,5	-70,6	4
7,8	21,5	168,4	0,4	5,2	6
7,9	101,6	2355,6	0,1	-10,6	1
7,9	45,6	564,0	0,2	-3,8	6
8,0	19,2	145,6	0,4	-8,0	5
8,2	38,5	428,6	0,2	-60,6	9
8,3	12,1	82,0	0,7	-54,5	8
8,5	30,4	296,9	0,3	-3,6	9
9,0	106,9	2637,9	0,1	-14,1	1
9,1	23,8	213,1	0,4	-72,9	6
9,5	23,0	207,7	0,4	-58,3	8
9,7	27,2	267,7	0,4	-19,2	8
9,8	43,5	556,2	0,2	-16,0	9
10,0	19,4	170,4	0,5	-26,0	5
10,8	28,5	303,2	0,4	5,4	12
10,9	33,7	390,6	0,3	-19,2	12
11,1	43,1	576,1	0,3	39,7	13
11,1	18,9	176,6	0,6	34,7	4
11,1	31,5	356,6	0,4	0,7	5
11,2	29,7	329,0	0,4	32,3	7
11,2	17,3	159,8	0,6	29,7	6
11,6	17,4	165,4	0,7	-56,9	9
11,7	27,9	307,6	0,4	62,3	7
11,9	28,0	313,5	0,4	72,8	9
12,4	27,4	311,6	0,5	27,5	12
12,5	40,4	549,7	0,3	-27,4	11
13,9	33,7	444,0	0,4	-7,1	10
15,6	39,7	599,4	0,4	16,9	9
15,8	34,4	496,5	0,5	-47,6	13
16,5	29,9	422,0	0,6	-48,7	9
16,8	41,5	665,9	0,4	16,2	10
17,7	30,9	463,1	0,6	-54,0	12
18,4	116,0	3544,1	0,2	2,3	1
19,7	45,1	825,6	0,4	-23,1	10
21,7	26,6	456,6	0,8	-9,5	17
22,8	111,2	3527,2	0,2	20,1	1
23,4	38,3	747,0	0,6	-19,6	21
24,6	133,9	4931,8	0,2	-8,3	1
28,5	151,5	6365,7	0,2	43,9	1
29,1	114,4	4045,3	0,3	-28,1	1
34,3	190,4	9906,7	0,2	-8,9	1
38,6	163,0	7986,8	0,2	-21,4	1
41,3	145,8	6877,9	0,3	-24,8	1
49,9	155,0	8238,7	0,3	-36,2	1
56,1	110,7	5466,9	0,5	-75,5	1
64,6	155,5	9508,4	0,4	-21,4	1
72,8	117,0	7075,5	0,6	-22,6	1
81,0	102,2	6592,6	0,8	-37,0	1

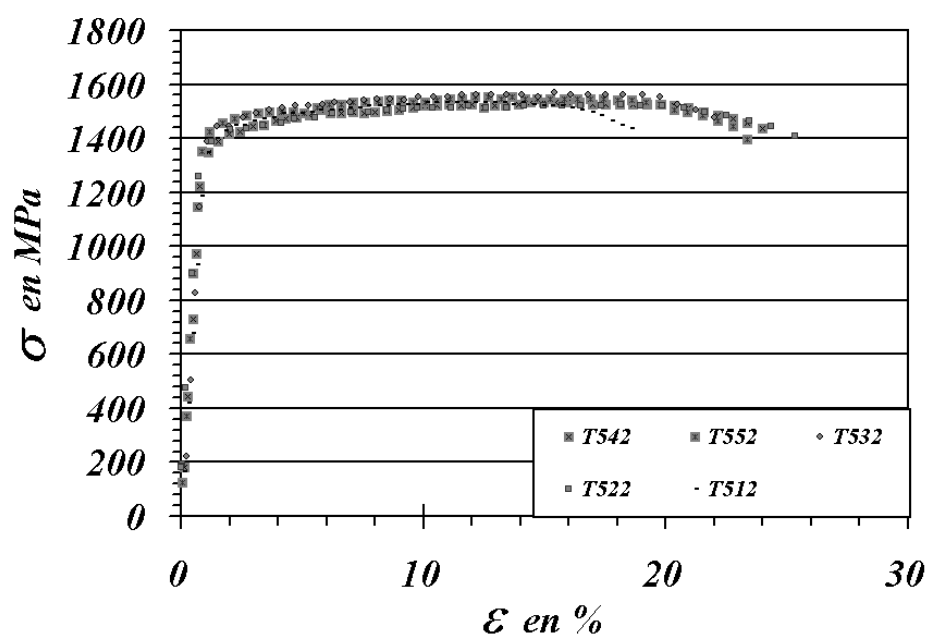
Tableau 1 : Résultats de l'estimation elliptique des amas.

ANNEXE 3 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN TRACTION

La caractérisation du disque de l'étude en traction a permis de mettre en évidence des hétérogénéités de comportement dans le disque. Les valeurs caractéristiques des ces différents essais ont été reportées dans la partie résultats. Sachant combien il est difficile de retrouver ce type de courbe dans un CdRom de sauvegarde, il me paraît important de laisser une trace papier de ces différentes courbes conventionnelles de traction dans le mémoire.





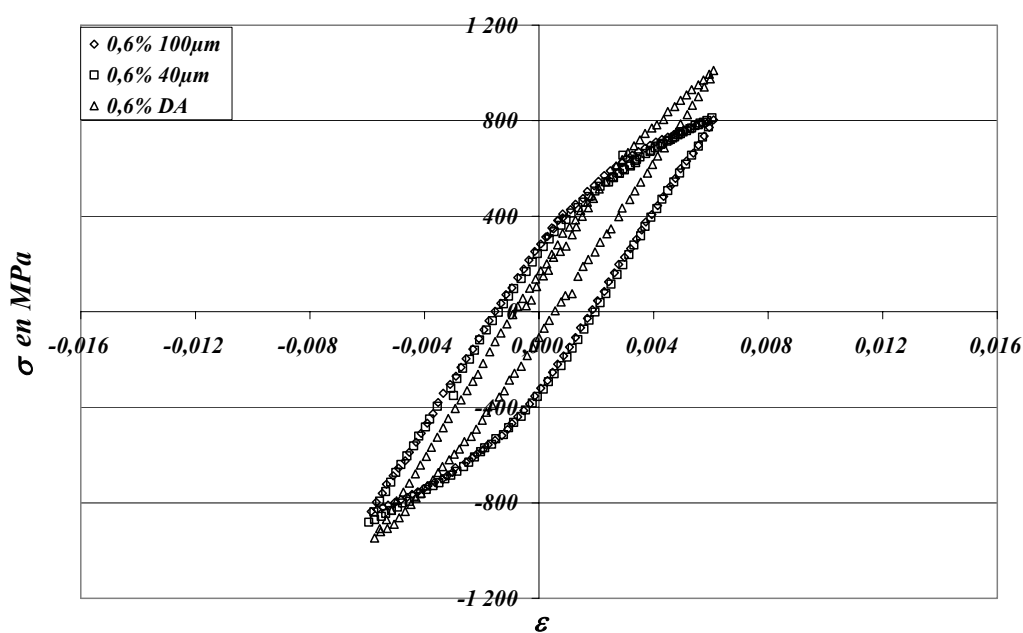


ANNEXE 4 : ESSAIS DE COMPORTEMENT EN FATIGUE

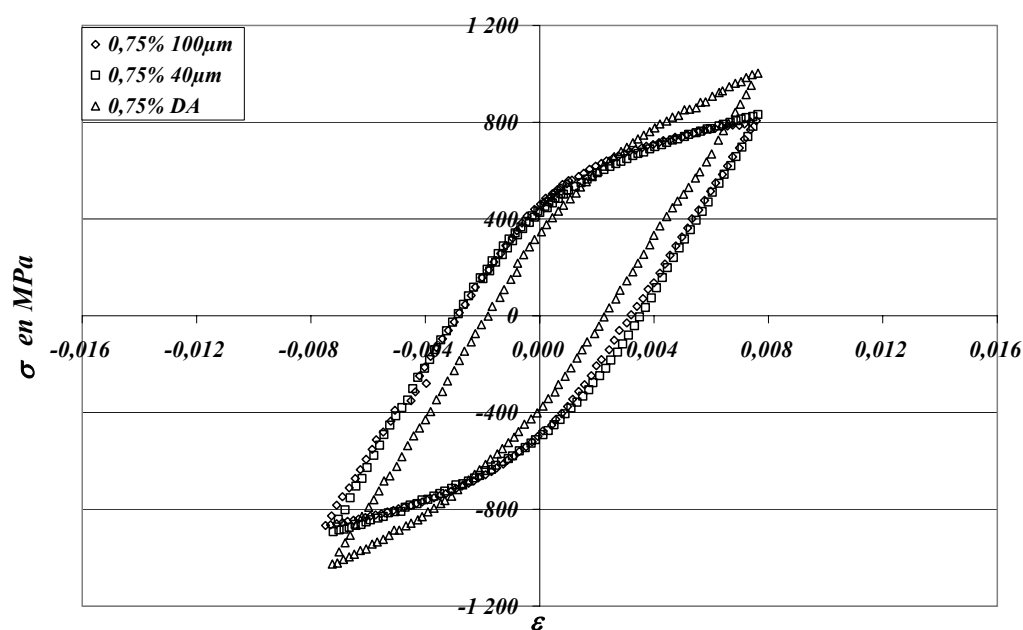
L'identification de la courbe d'érouissage cyclique ayant nécessité la réalisation d'essais de comportement, il me paraît important, tout comme pour les essais de traction, de laisser une trace dans le manuscrit de ces différentes boucles de fatigue.

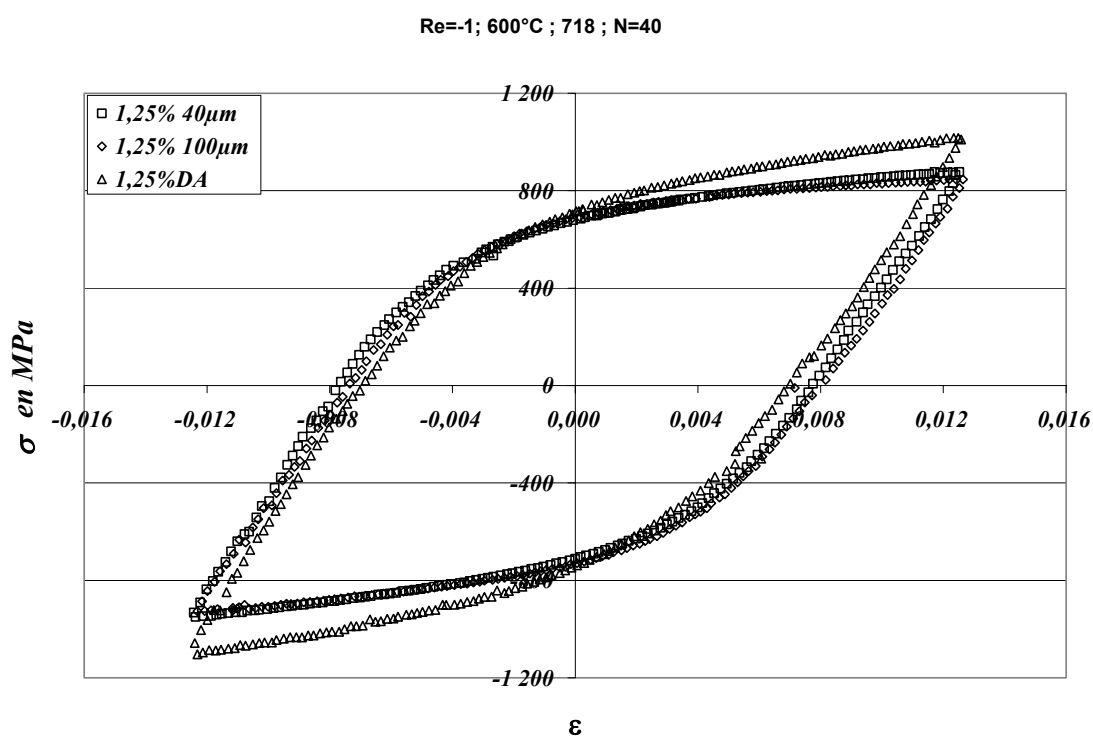
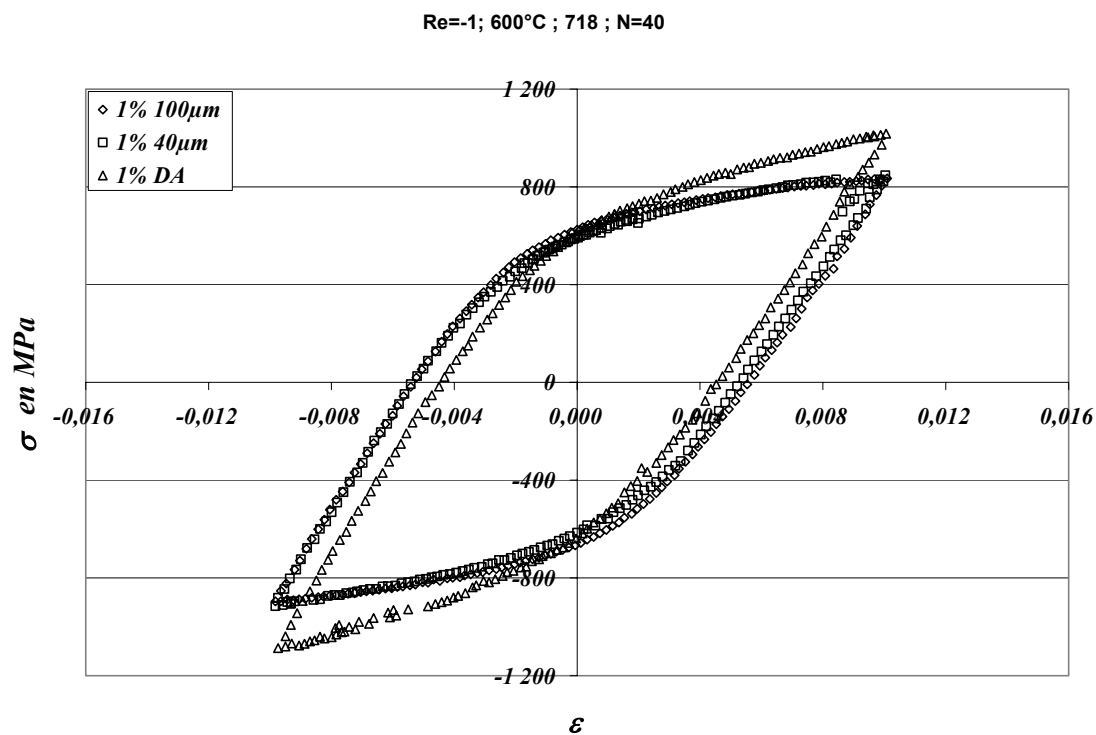
I/ Boucles de fatigue à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ à $N=40$:

Re=-1; 600°C ; 718 ; N=40



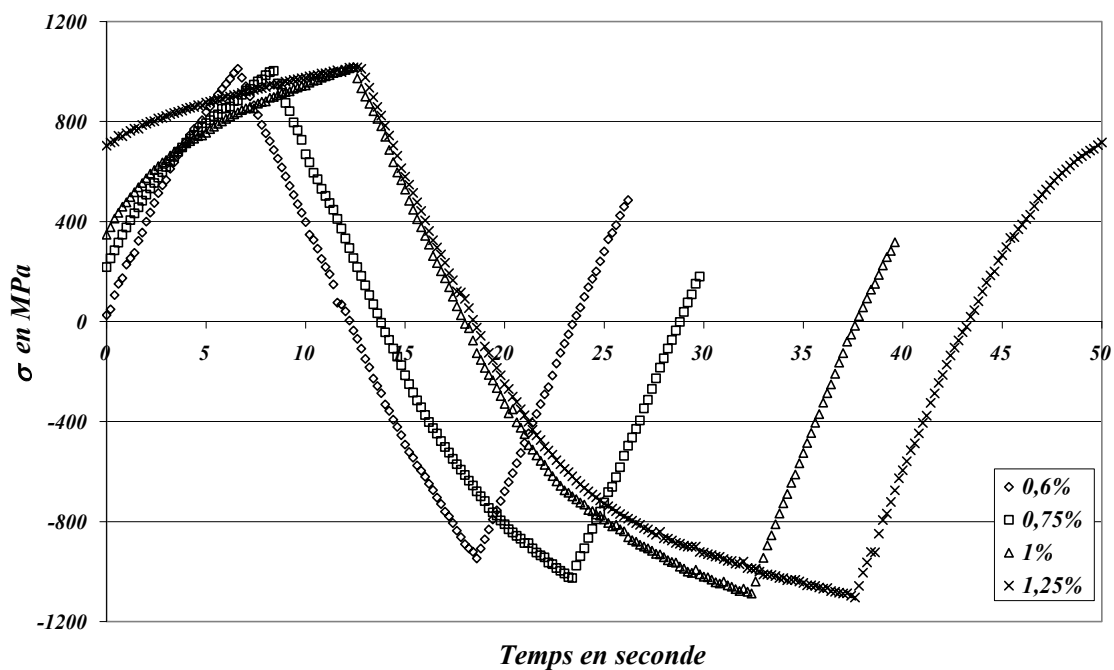
Re=-1; 600°C ; 718 ; N=40



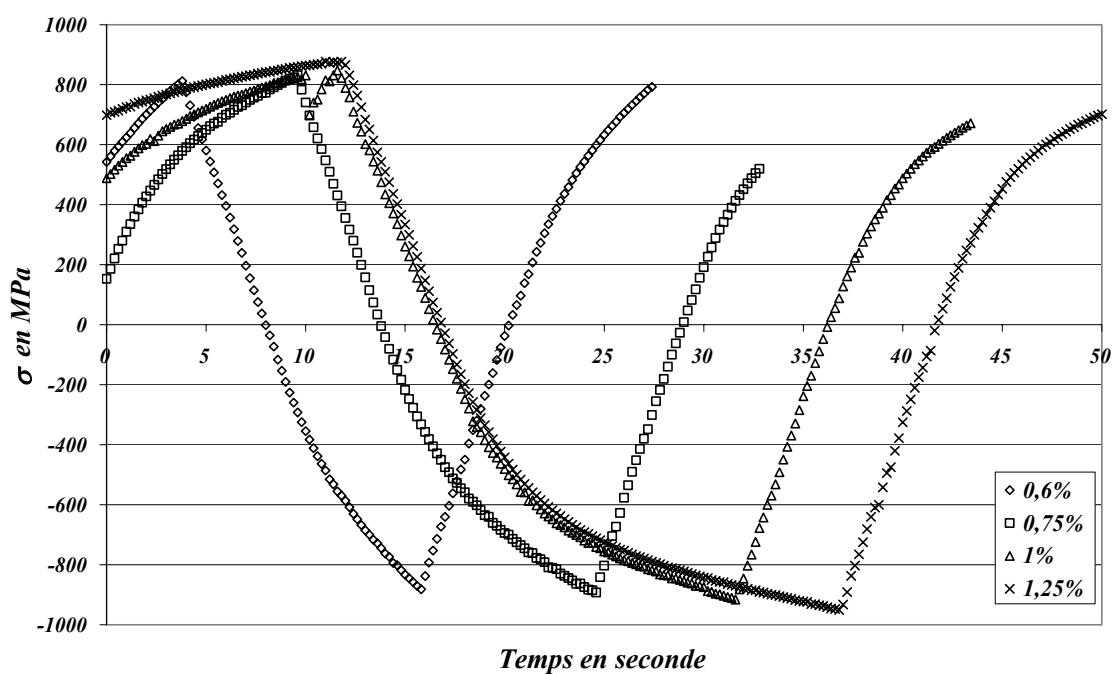


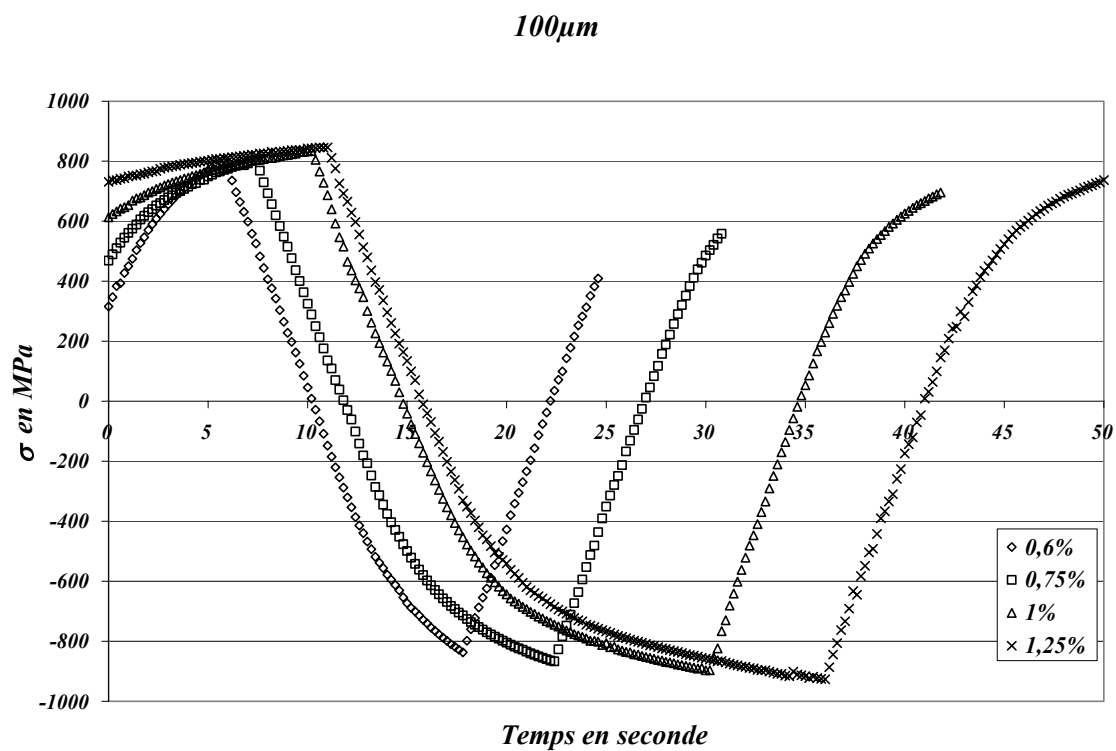
**II/ Courbes contrainte temps pour les essais réalisés à 600°C
pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, $R\varepsilon = -1$ et $N=40$:**

DA



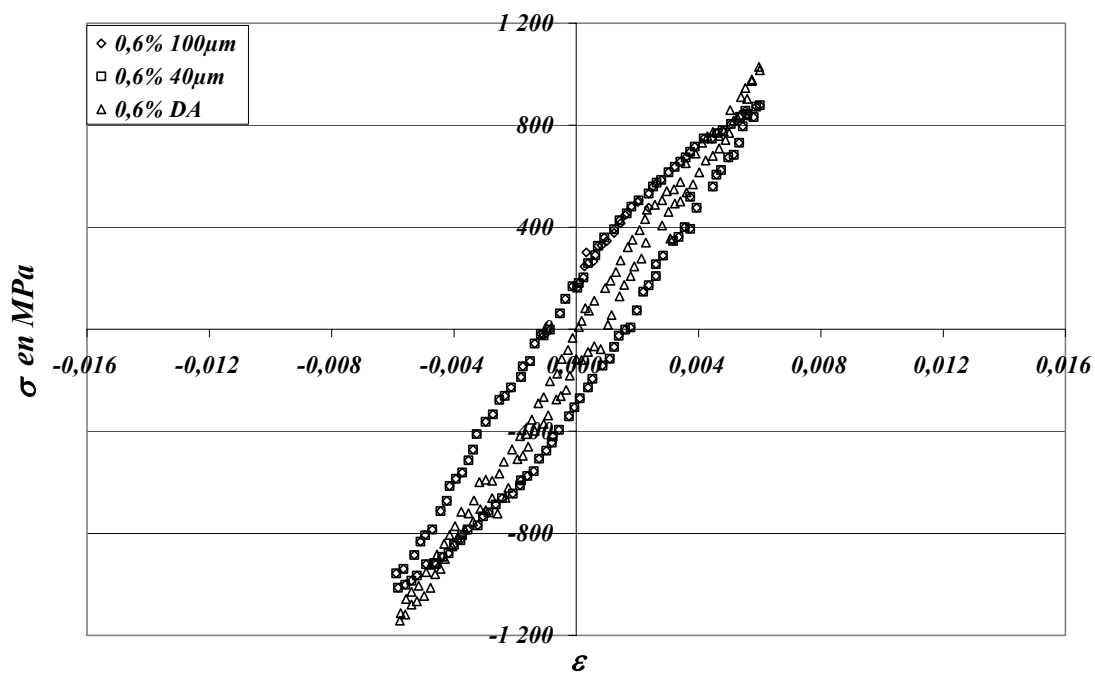
40 μ m



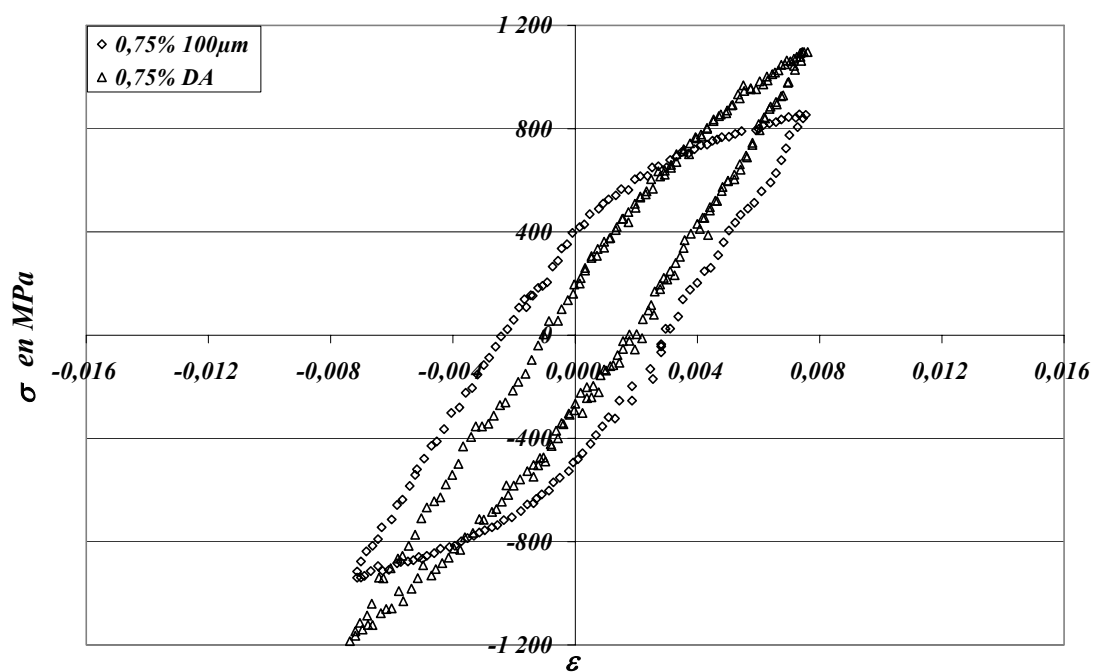


IV/ Boucles de fatigue à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à $N=5$:

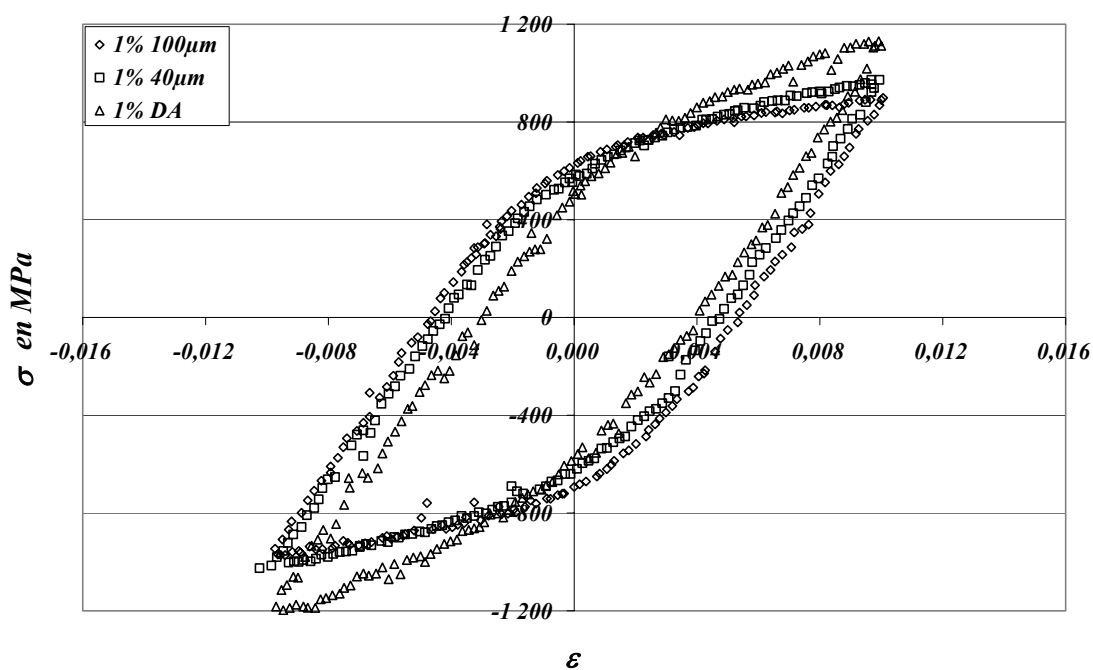
Re=-1; 600°C ; 718 ; N=40

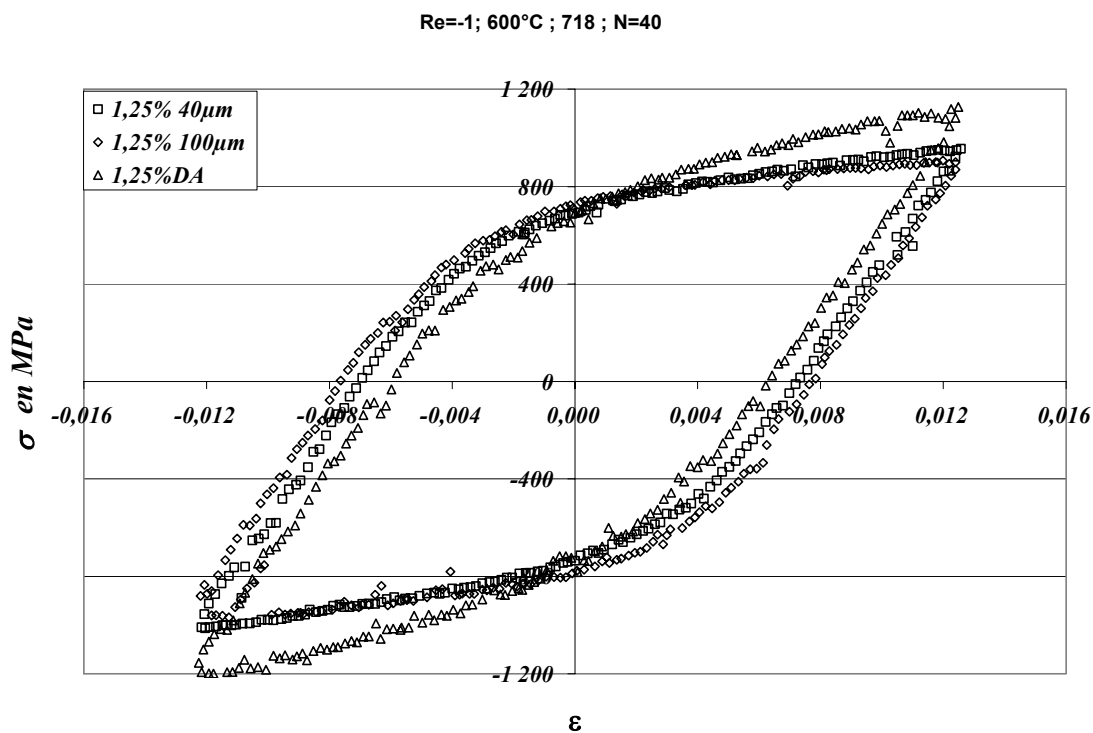


Re=-1; 600°C ; 718 ; N=5



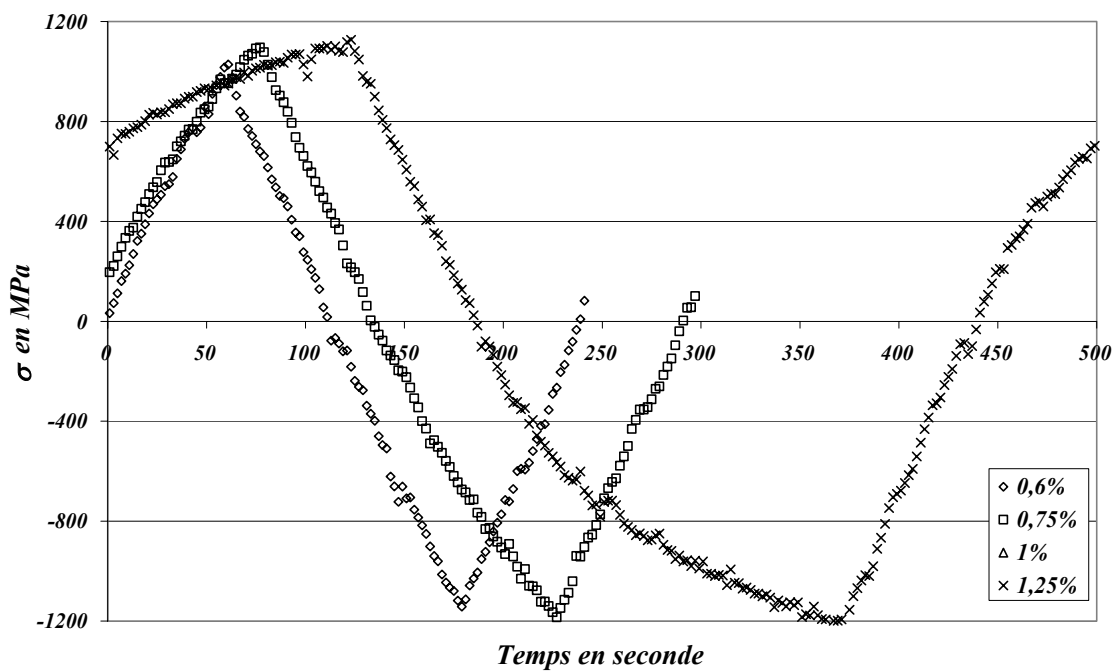
Re=-1; 600°C ; 718 ; N=40

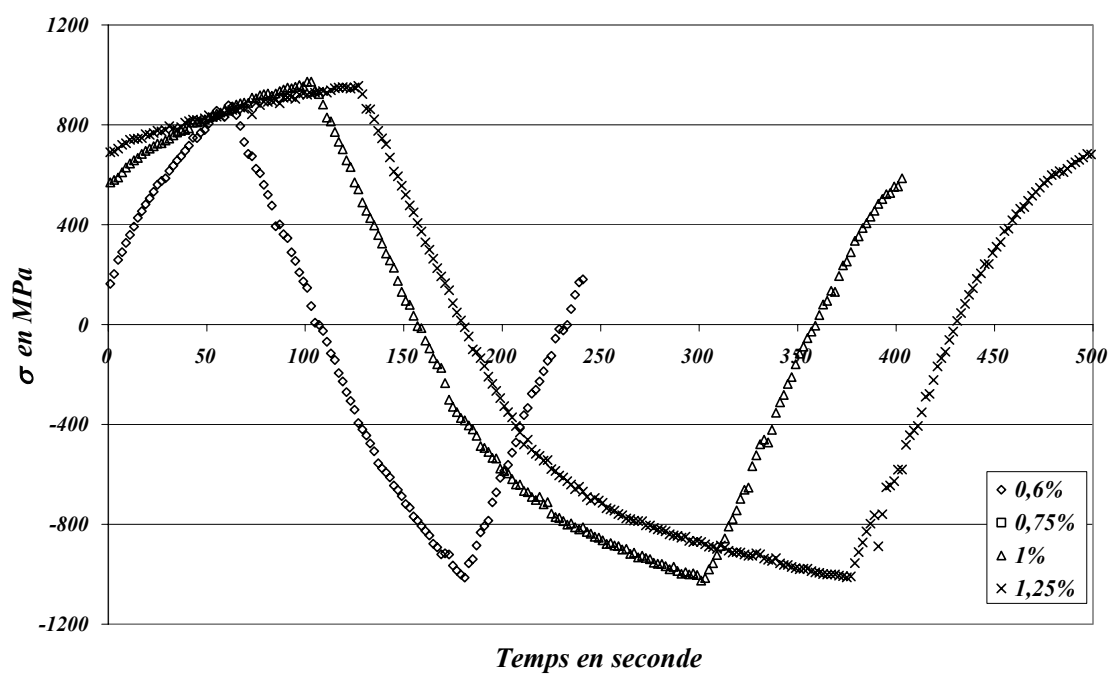
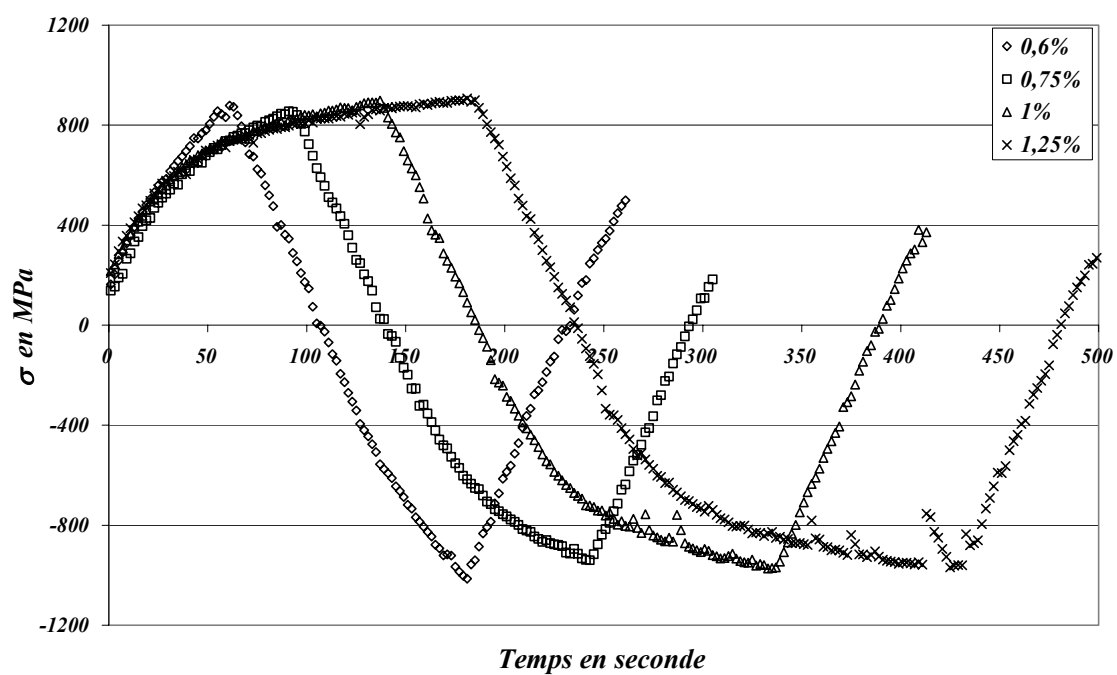




II/ Courbes contrainte temps pour les essais réalisés à 600°C pour $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$, $R\epsilon=-1$ et $N=5$:

DA



$40\mu\text{m}$  $100\mu\text{m}$ 

ANNEXE 5 : ESSAIS DE DUREE DE VIE EN FATIGUE

Lors des essais de durée de vie, nous avons relevé l'évolution des différents paramètres caractéristiques des boucles de fatigue en fonction du nombre de cycles. Les mesures de l'amplitude de contrainte et de déformation plastique ainsi que la contrainte moyenne sont déjà représentées dans le corps du manuscrit (c. f. *figures 152 à 154*). Il est tout de même important de garder une trace des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles.

Les figures ci-dessous présentent les courbes des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles (c. f. *figure 1 et 2*). On constate que la symétrisation des contraintes est obtenue par chute de la contrainte maximale puisque la contrainte minimale reste quasi-constante tout au long de l'essai.

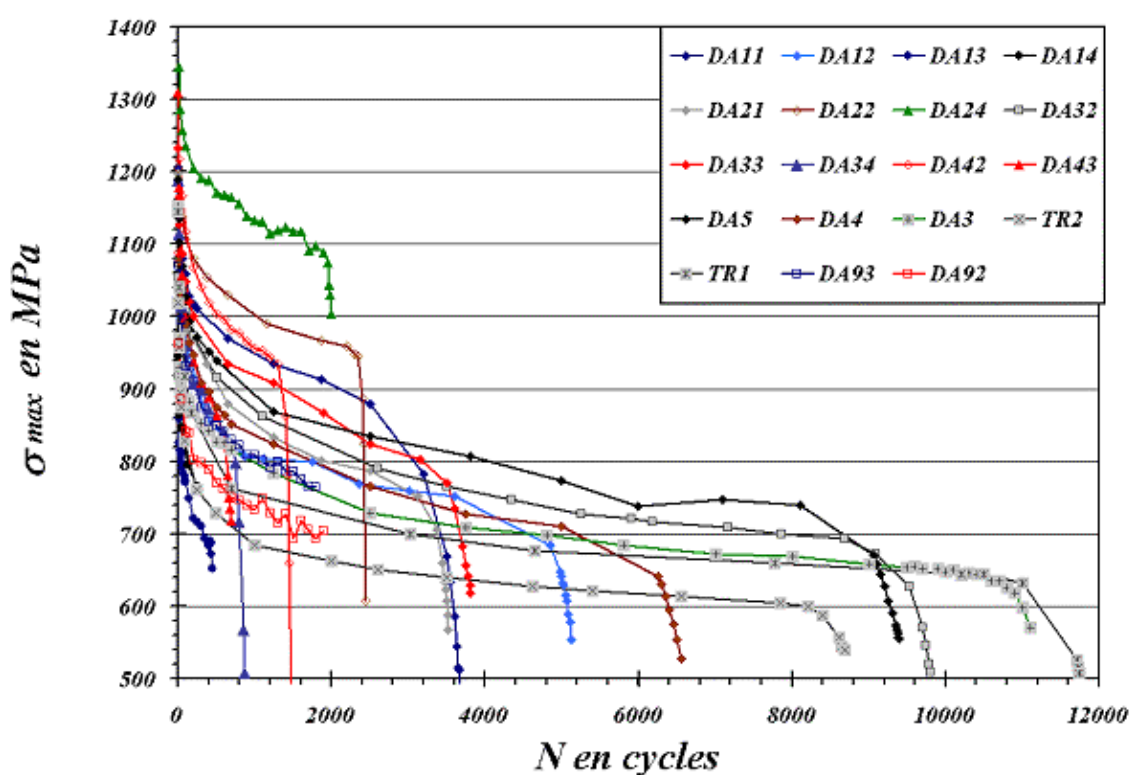


Figure 1: Relevé des contraintes maximales en fonction du nombre de cycles pour les différents essais de durée de vie réalisés.

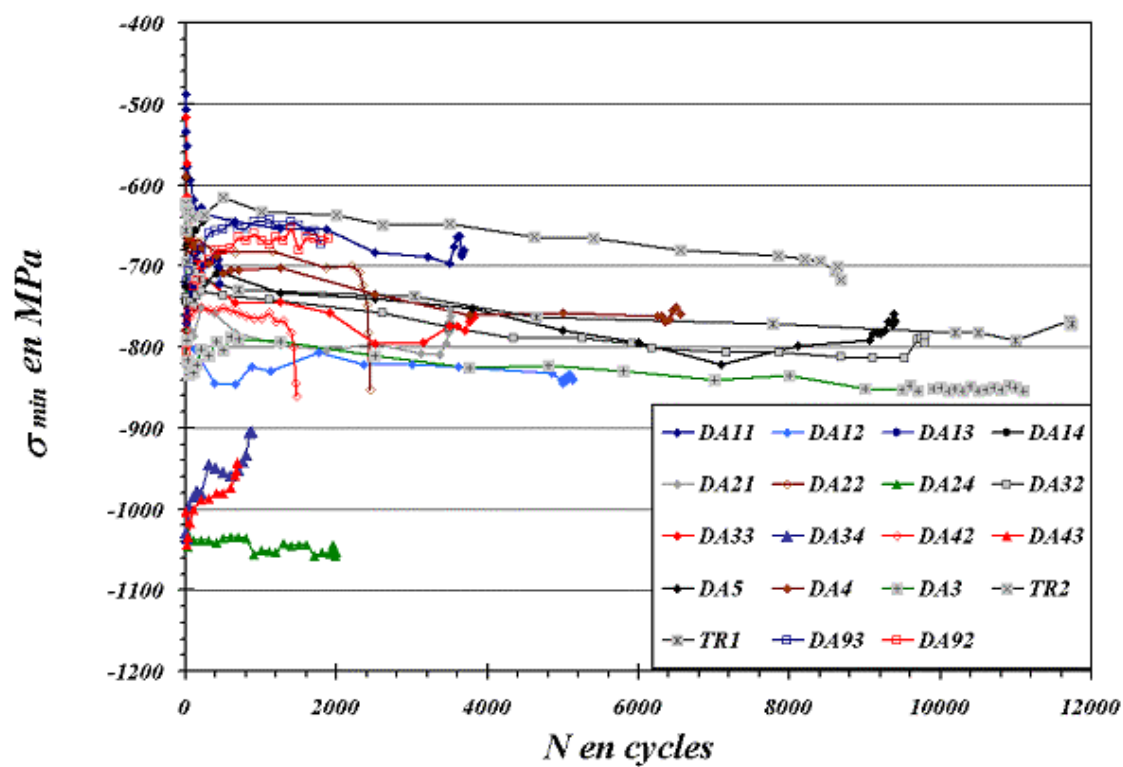


Figure 2: Relevé des contraintes minimales le en fonction du nombre de cycles pour les différents essais de durée de vie réalisés.

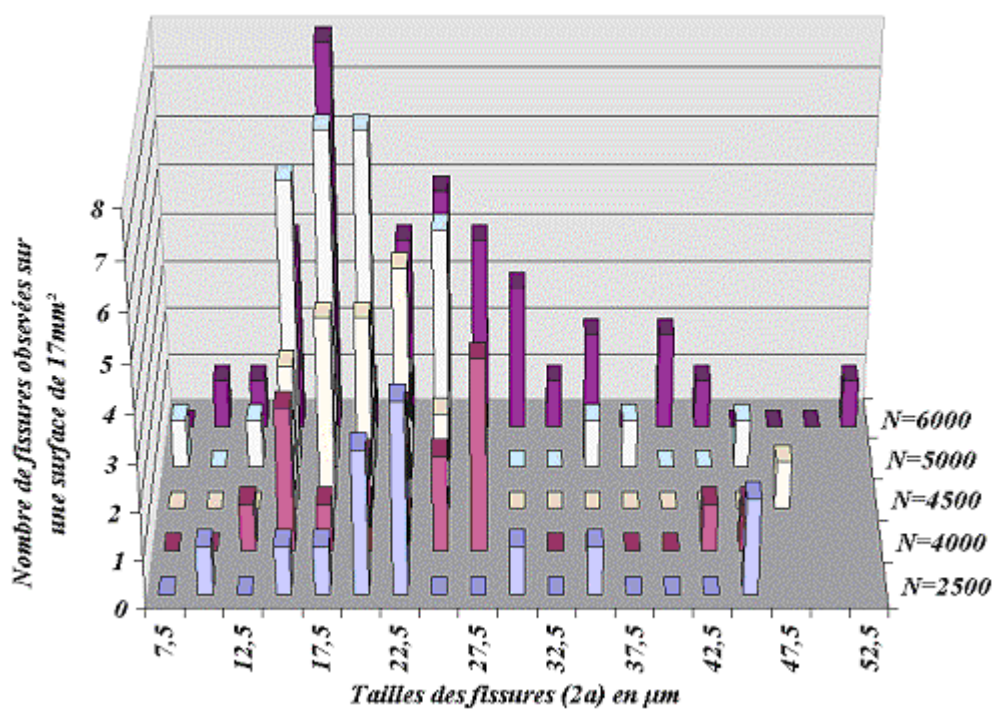
ANNEXE 6 : TABLES DES MESURES EXPERIMENTALES SUR REPLIQUES ET HISTOGRAMMES DE POPULATION DE FISSURES

Cette annexe présente les différentes mesures réalisées sur répliques de surface. Trois essais de ce type ont été menés : 1%, 1.1% et 1.5%. Pour ces différents essais nous avons relevé pour une surface d'éprouvette donnée (constante pour un essai) la taille des fissures observées sur le fût de l'éprouvette. Les surfaces observées sont respectivement de 17 mm², 20 mm² et 2.6 mm² pour 1% 1.1% et 1.5%.

I/ Essai à 1% de déformation :

	<i>N en cycles</i>	<i>l_{moy} en μm</i>	<i>l_{med} en μm</i>	<i>l_{max} en μm</i>
<i>Essai à 1%</i>	2500	23	20	44
	4000	23	22	43
	4500	20	19	46
	5000	20	18	42
	6000	23	22	52

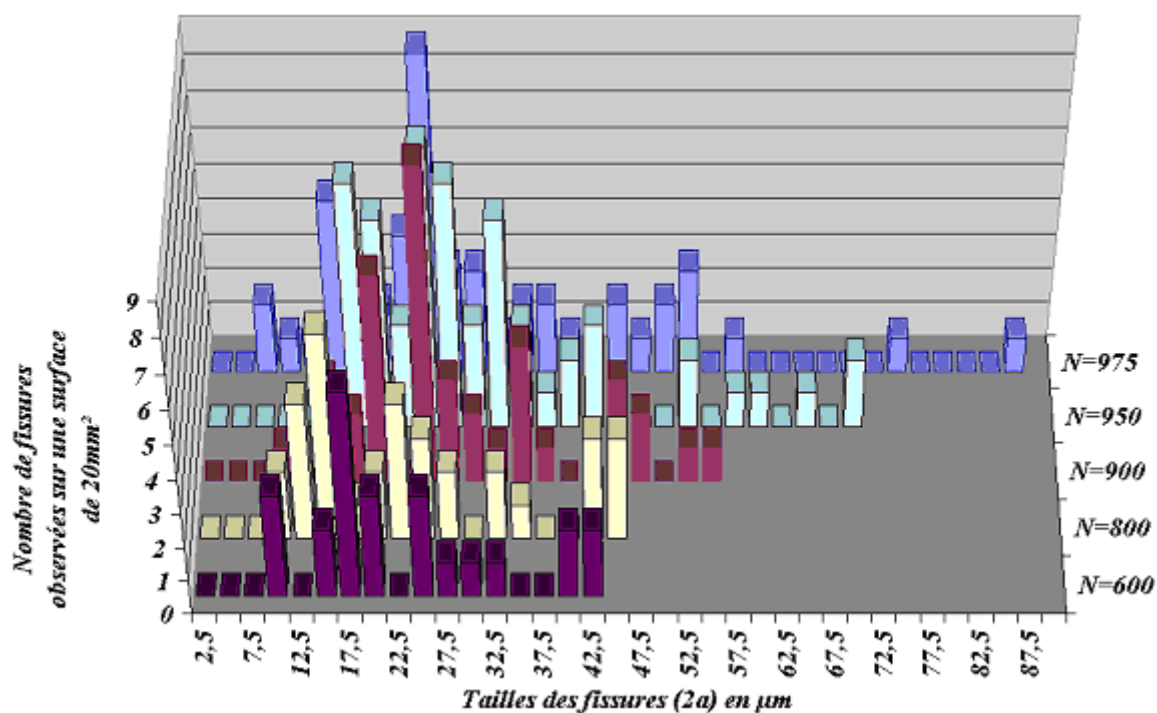
Taille en μm	N=2500	N=4000	N=4500	N=5000	N=6000
7,5	0	0	0	1	0
10	1	0	0	0	1
12,5	0	1	0	1	1
15	1	3	3	6	4
17,5	1	1	4	7	8
20	3	2	4	7	1
22,5	4	3	5	2	4
25	0	2	2	5	5
27,5	0	4	0	1	4
30	1	0	0	0	3
32,5	0	0	0	0	1
35	1	0	0	1	2
37,5	0	0	0	1	0
40	0	0	0	0	2
42,5	0	1	0	0	1
45	2	1	0	1	0
47,5			1		0
52,5					1



II/ Essai à 1.1% de déformation :

	<i>N</i> en cycles	<i>l_{moy}</i> en μm	<i>l_{med}</i> en μm	<i>l_{max}</i> en μm
<i>Essai à 1.1%</i>	406	22	22	39
	600	22	18	42
	800	23	20	45
	850	22	20	44
	900	27	24	53
	925	28	25	55
	950	30	26	70
	975	35	28	86

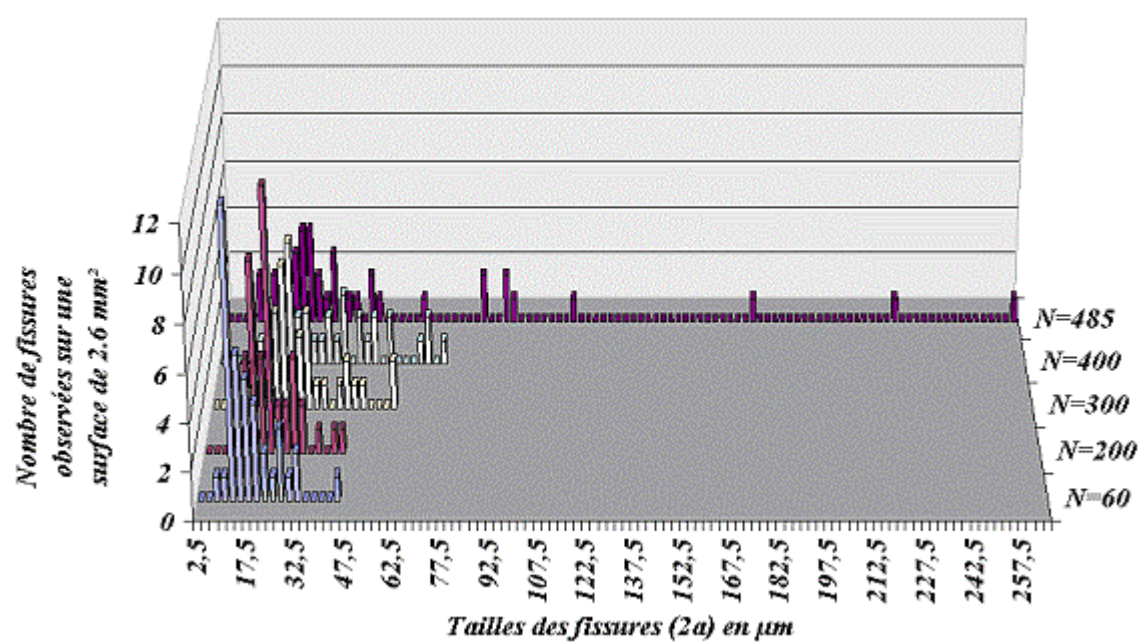
Taille en μm	N=400	N=600	N=800	N=850	N=900	N=925	N=950	N=975
7,5	0	0	0	0	0	0	0	2
10	3	3	2	0	1	0	0	1
12,5	0	0	4	2	0	1	0	1
15	2	2	6	6	3	2	1	5
17,5	6	6	1	4	2	6	7	2
20	3	3	2	4	6	4	6	2
22,5	0	0	4	4	0	1	3	4
25	3	3	3	4	9	7	8	9
27,5	1	1	2	2	3	4	7	3
30	1	1	0	0	2	3	3	3
32,5	1	1	2	2	1	2	6	1
35	0	0	1	2	4	2	3	2
37,5	0	0	0	0	1	3	1	2
40	2	2	0	0	0	2	2	1
42,5	2	2	3	0	0	2	3	1
45			3	2	3	1	1	2
47,5					2	2	0	1
50					0	2	0	2
52,5					1	0	2	3
55					1	2	0	0
57,5							1	1
60							1	0
65							1	0
67,5							0	0
70							2	0
75								1
87,5								1



III/ Essai à 1.5% de déformation :

	<i>N</i> <i>en cycles</i>	<i>l</i> _{moy} <i>en μm</i>	<i>l</i> _{med} <i>en μm</i>	<i>l</i> _{max} <i>en μm</i>
<i>Essai à</i> <i>1.5%</i>	60	17	16	43
	200	21	21	43
	300	28	26	60
	400	38	35	73
	485	53	30	96

Taille en μm	N=60	N=200	N=300	N=400	N=485
7,5	1	0	0	0	0
10	1	1	0	0	0
12,5	12	2	1	0	2
15	6	4	5	1	0
17,5	5	8	1	2	2
20	4	4	1	2	0
22,5	2	11	4	3	2
25	1	2	6	3	3
27,5	3	2	7	2	4
30	1	4	3	2	4
32,5	2	2	4	1	2
35	0	0	1	1	1
37,5	0	1	1	2	3
40	0	0	0	1	0
42,5	0	1	1	3	1
45	1	1	2	0	1
47,5			1	2	0
50			1	1	2
52,5			0	2	1
57,5			0	2	0
60			2	0	0
67,5				1	1
70				2	0
75				1	0
87,5					2
95					2
97,5					1
117,5					1
177,5					1
225					1
265					1

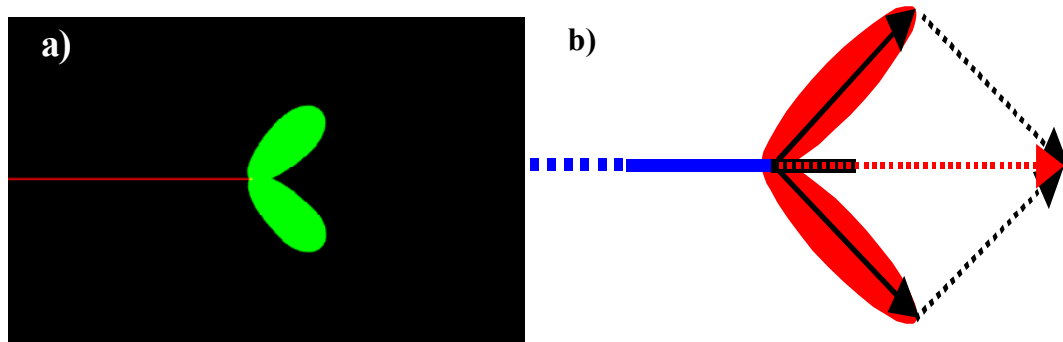


ANNEXE 7 : EXTENSIONS DU MODELE D'INTERACTION DE FISSURES

D'autres effets ont été ajoutés au modèle de simulation d'interaction de fissure. Ces modifications sont basées sur l'orientation de la propagation à partir des interactions entre les différentes zones plastiques.

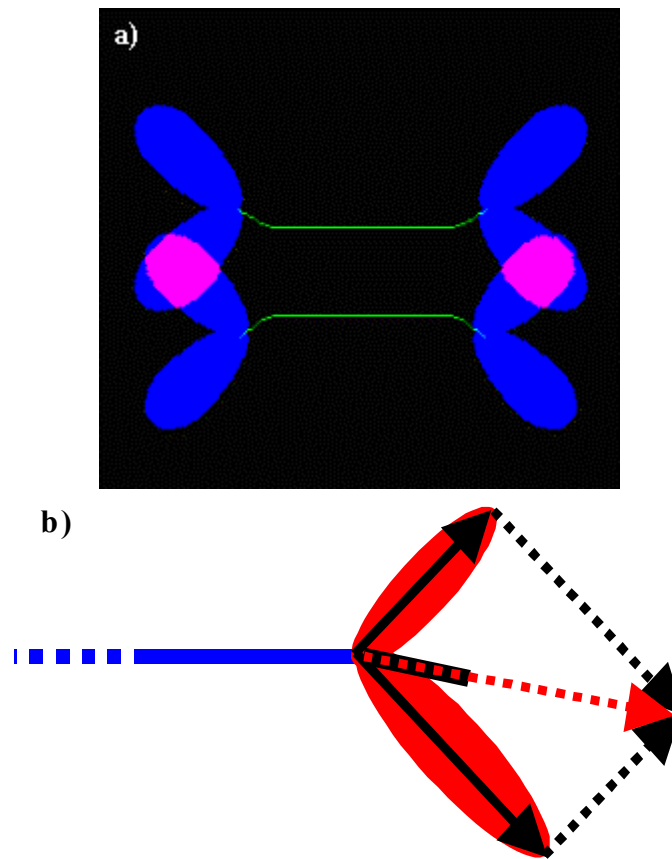
La symétrie des zones plastiques lorsqu'une fissure n'est pas parfaitement horizontale n'est pas conservée. Dans ce cas de figure les lobes plastiques de la fissure sont dissymétriques. Afin de rendre compte de cet effet il a été introduit dans le calcul de la taille de la zone plastique un paramètre tenant compte de l'orientation globale de la fissure. La mesure de cette orientation est effectuée par régression linéaire sur l'ensemble des pixels composant la fissure. L'angle de la fissure peut ensuite être utilisé pour augmenter ou diminuer la taille des lobes plastiques de la fissure considérée et de rendre les zones plastiques asymétriques. Il n'a pas été possible dans le cadre de cette étude de caler les paramètres reliant l'orientation de la fissure à la dissymétrie. Cette dissymétrie des zones plastiques peut avoir des effets sur la coalescence des fissures.

La propagation est définie comme la somme de deux vecteurs zones plastique c. f **figure 1** multipliée par un scalaire, le tout donnant lieu à une propagation horizontale de taille Δa dans le cas d'une fissure seule et horizontale:



..... : fissure initiale ; : Direction de propagation ; — : Propagation
Figure 1 : Cas de la fissure sans interaction a) modèle ;b) schéma du calcul de la distance propagée.

Nous avons introduit des paramètres pouvant décrire l'effet d'écran. Le phénomène d'écran intervient dans les simulations lorsque les lobes plastiques des extrémités droite et gauche de deux fissures se rencontrent c.f. **figure 2**. L'aire de la zone de recouvrement (zone rose) est ensuite utilisée pour diminuer le vecteur des lobes plastiques considérés. Dans ce cas, les deux vecteurs à 60° ne sont plus de taille identique et la somme vectorielle multipliée par le scalaire propagation n'est plus horizontale mais inclinée, ce qui fait bifurquer la fissure. Cette aire de recouvrement n'est qu'un indicateur de proximité des fissures. Elle peut être ensuite utilisée pour quantifier les éventuelles bifurcations de fissures ainsi que les phénomènes d'arrêt.



..... : fissure initiale ; : Direction de propagation ; — : Propagation
Figure 2: Cas de deux fissures interagissant par répulsion a) modèle ;b) schéma du calcul de la distance propagée.

ANNEXE 8 : ETUDE PARAMETRIQUE DE L'EFFET DE LA VITESSE DE PROPAGATION INTERNE SUR LES RESULTATS DU MODELE PROBABILISTE

La prévision des transitions d'amorçages surfaciques vers des amorçages internes ou en stade I passe par l'identification de deux constantes de notre modèle : A_{StadeI} et le rapport des vitesses de propagation sous air et sous vide $\alpha_{\text{vide}}/\alpha_{\text{air}}$. En l'absence de mesure de ces paramètres, nous avons, dans un premier temps, fixé arbitrairement la valeur de A_{StadeI} à $0.1 \mu\text{m} \cdot \text{cycle}$ et de $\alpha_{\text{vide}}/\alpha_{\text{air}}$ à 5. Cette annexe est donc consacré à l'étude de l'influence de ces deux paramètres pour deux conditions différentes.

Dans un premier temps, nous allons tenter de rendre compte de l'essai réalisé à 0.6%. Pour cet essai la contrainte maximale relevée à demi-durée de vie a été de 872 MPa et la contrainte minimale de -220 MPa. A l'aide de la loi d'écrouissage cyclique (eq. 41), il est possible d'obtenir l'ordre de grandeur la valeur de l'amplitude de déformation plastique (0.0026%). Enfin, nous ne simulerons ici que les fractions de particules fissurées calculées pour $R_p=1190 \text{ MPa}$ (eq. 42). Cet a été réalisé sur une éprouvette sans entailles de 314 mm^2 de surface avec un rapport nombre de particules internes /nombre de particules surfaciques proche de 17. Ces conditions correspondent aux courbes oranges présentées à la **figure 1** et 2. Le modèle prévoit donc dans ces conditions une durée de vie pour les amorçages surfacique proche de 15000 cycles et pour les amorçages internes de 30000 cycles pour un rapport de propagation de 2. Lorsque se rapport passe de 2 à 5 puis à 10 la durée de vie associée aux amorçages sur particules internes passe alors de 30000 cycles à 76000 et 152000 cycles. Dans notre cas l'essai a donné lieu à 1054000 cycles. Compte tenu de la précision de notre calcul d'amplitude de déformation plastique, les résultats sont assez satisfaisants. On constate par ailleurs que seulement deux types d'amorçage sont constatés. Les amorçages se produisent dans 35% sur particules surfaciques et 65% sur particules internes.

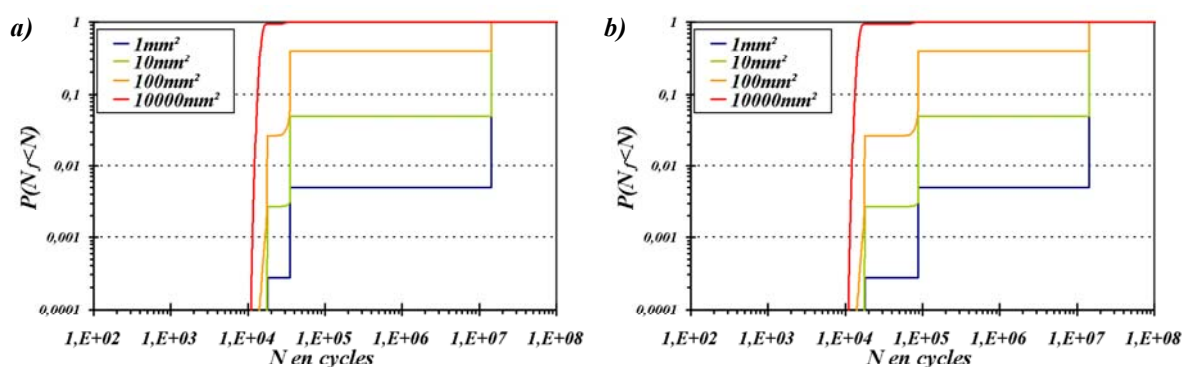


Figure 1 : a) 0.6% $A_{\text{StadeI}}=0.1$ $\alpha_{\text{air}}/\alpha_{\text{vide}}=2$; b) 0.6% $A_{\text{StadeI}}=0.1$ $\alpha_{\text{air}}/\alpha_{\text{vide}}=5$.

La passage de $A_{\text{StadeI}}=0.1$ à $0.5 \mu\text{m} \cdot \text{cycle}$ c.f. **figure 2** s'accompagne d'une augmentation de la durée de vie pour les amorçages sur grain d'un facteur proche de 5 (le nombre de cycles de propagation devenant négligeable devant le nombre de cycles pour l'amorçage en Stade I). L'amorçage s'étant produit dans notre cas en interne, il est difficile d'estimer la valeur de cette constante à partir de cet essai. On retrouve de plus l'incertitude du calcul de l'amplitude de déformation plastique.

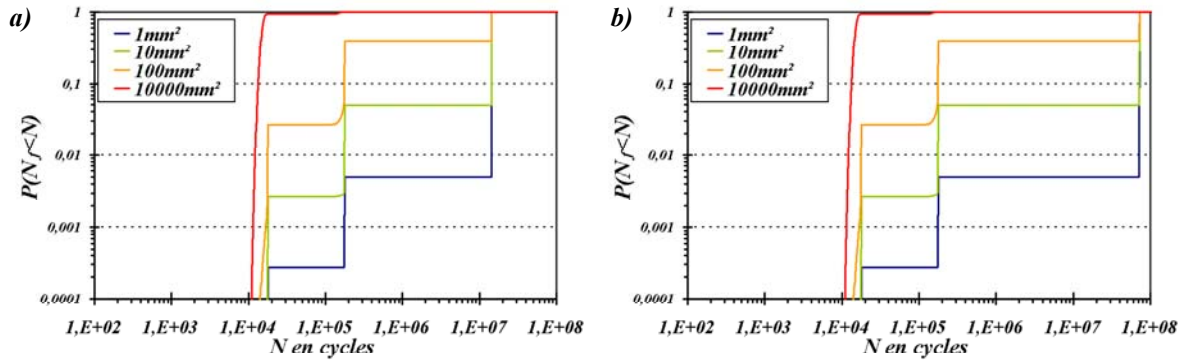


Figure 2 : a) 0.6% $A_{Stadel}=0.1$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=10$; b) 0.6% $A_{Stadel}=0.5$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=2$

Pour un essai réalisé à 0.7% par SNECMA Moteurs, la contrainte maximale relevée à demi-durée de vie a été de 972 MPa et la contrainte minimale de -169 MPa. A l'aide de la loi d'érouissage cyclique (eq. 41), il est , comme dans le cas précédent, possible d'obtenir l'ordre de grandeur la valeur de l'amplitude de déformation plastique (0.0041%). Les fractions de particules fissurées sont, là aussi, calculées pour $R_p=1190$ MPa (eq. 2).

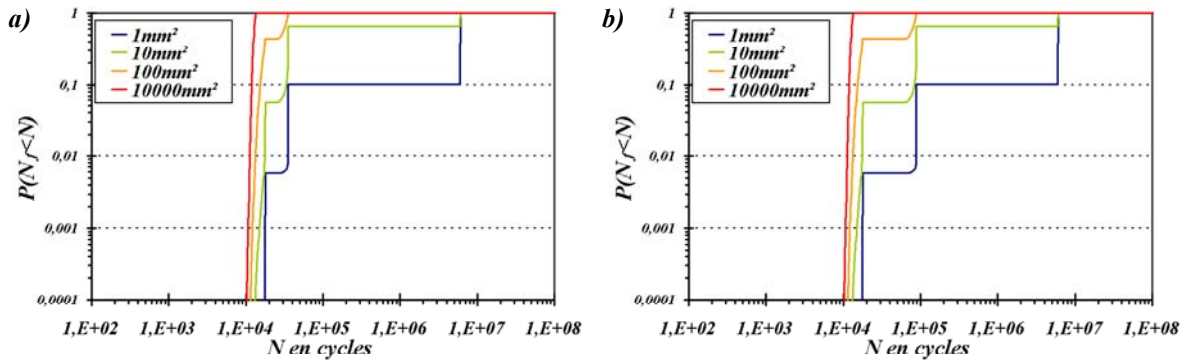


Figure 3 : a) 0.7% $A_{Stadel}=0.1$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=2$; b) 0.7% $A_{Stadel}=0.1$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=5$

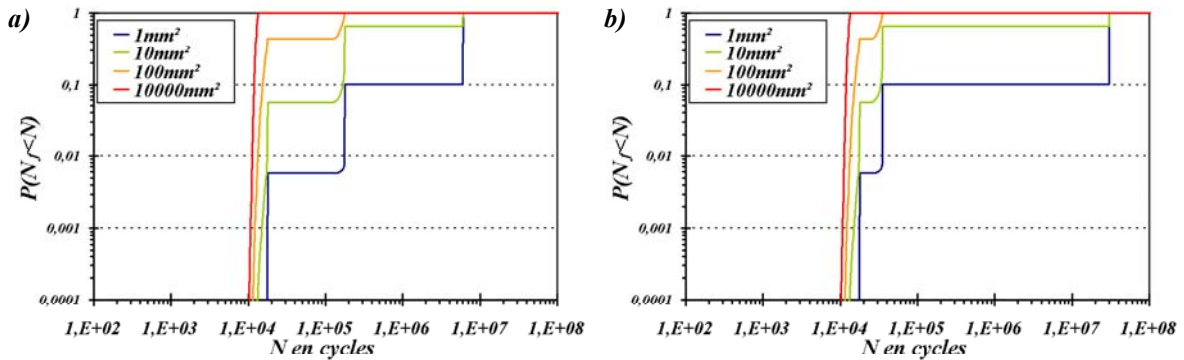


Figure 4 : a) 0.7% $A_{Stadel}=0.1$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=10$; b) 0.7% $A_{Stadel}=0.5$ $\alpha_{air}/\alpha_{vide}=2$

ANNEXE 9 : CALCUL DE ΔK EQUIVALENT APPLIQUE LORS DES ESSAIS DE PROPAGATION DE PETITES FISSURES

I/ Cas d'une fissure unique :

Le calcul des facteurs d'intensité des contraintes correspondant aux mesures effectuées sur petites fissures nécessite deux étapes. Dans un premier temps, pour tenir compte de la plasticité cyclique, il faut définir une amplitude de contrainte équivalente. Nous avons utilisé l'expression proposée par Haigh & Skelton [Haig78] pour définir cette contrainte équivalente. Elle correspond à la somme de l'amplitude de contrainte effective (prise en compte de la contrainte de fermeture de fissure) et d'une pseudo-contrainte plastique (produit du module d'élasticité et de l'amplitude de déformation plastique). La **figure 1** ci-dessous représente schématiquement sur une boucle de fatigue l'amplitude de contrainte équivalente.

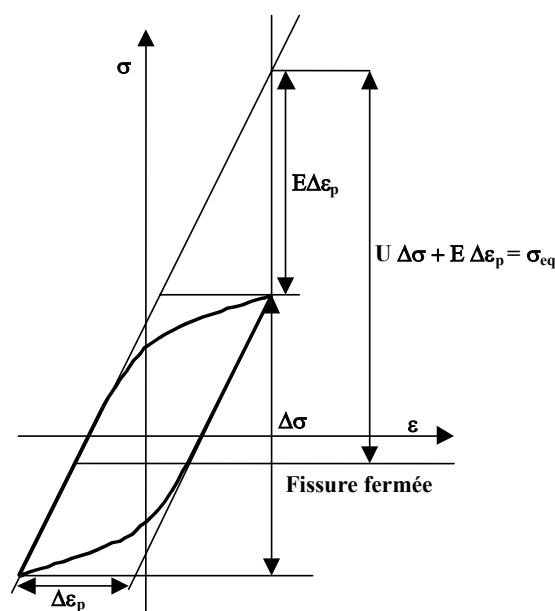


Figure 1 : Représentation schématique, sur une boucle de fatigue, de l'amplitude de contrainte équivalente prenant en compte la plasticité.

L'amplitude de contrainte équivalente est calculée pour les différents essais. Le **tableau 1** présente les valeurs des paramètres utilisés pour calculer l'amplitude de chargement équivalente. Le module d'élasticité utilisé est le module moyen à 600°C : 166000 MPa. La valeur de U a été fixée à 0.75.

	$\pm 750 \text{ MPa}$	0.9%	1%	1.1%	1.25%
$\Delta\sigma$ en MPa	1500	1560	1635	1670	1730
$\Delta\epsilon_p$ en %	0	0.034	0.11	0.19	0.32
$\Delta\sigma_{eq}$ en MPa	750	1225	1408	1570	1830

Tableau 1 : Table des paramètres du chargement appliqué ainsi que de la contrainte équivalente calculée à partir de ceux-ci pour chaque essai de propagation.

Le facteur d'intensité des contraintes est ensuite calculé à l'aide de l'expression proposée par J. C. Newman Jr. & S. R. Raju [New81]. Ce calcul s'applique au cas d'une fissure

surfacique semi-elliptique sous un chargement uniforme. La **figure 2** présente les différents paramètres géométriques utilisés dans le calcul.

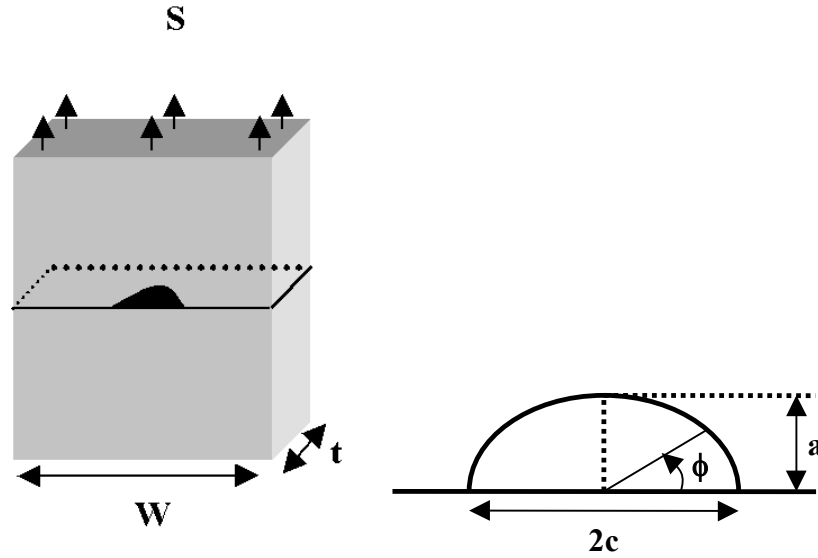


Figure 2 : Représentation schématisée des différents paramètres géométriques utilisés dans le modèle proposé J. C. Newman Jr. & S. R. Raju [New81] pour le cas de fissure 3D.

Le facteur d'intensité des contraintes est ensuite défini par les expressions suivantes. Dans notre cas, les mesures étant effectuées en surface, la valeur de Φ a été fixée à 0.

Notations: $e = \frac{a}{c}$; $\alpha = \frac{a}{t}$; $0 < \frac{a}{c} \leq 1$; $0 \leq \frac{a}{t} \leq 0.8$

$$Q(e) = 1 + 1.464 \cdot e^{1.65}$$

$$f(\Phi, e) = \left(e^2 \cdot \cos(\Phi)^2 + \sin(\Phi)^2 \right)^{\frac{1}{4}}$$

$$g(\alpha, \Phi) = 1 + (0.1 + 0.35 \cdot \alpha^2)(1 - \sin(\Phi))^2$$

$$fw(\alpha, w, c) = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi \cdot c}{2 \cdot w} \sqrt{\alpha}\right)}$$

$$M(e, \alpha) = (1.13 - 0.09 \cdot e) + \left(-0.54 + \frac{0.89}{2 + e} \right) \cdot \alpha^2 + \left[0.5 - \frac{1}{0.65 + e} + 14.0 \cdot (1 - e)^{24} \right] \cdot \alpha^4$$

$$K(a, c, t, w, S) = S \sqrt{\pi \frac{a}{Q(e)}} \cdot M(e, \alpha) \cdot f(\Phi, e) \cdot g(\alpha, \Phi) \cdot fw(\alpha, w, c)$$

Les valeurs de taille de fissures correspondent à la taille moyenne entre deux mesures expérimentales successives et les vitesses sont directement calculées à partir de ces deux mesures. Les rapports a/c sont mesurés sur les faciès de rupture et présentés dans le **tableau 2**.

	$\pm 750 \text{ MPa}$	0.9%	1%	1.1%	1.25%
c/a	1.14	0.80	0.89	0.66	0.95

Tableau 2 : Table des facteurs de forme des fissures 3D observées sur les faciès de rupture des éprouvettes.

Les **tableaux 3** à **7** présentent les valeurs expérimentales utilisées pour ces calculs ainsi que les valeurs de Δk_{eq} obtenues pour les différents essais de propagation réalisés :

	$l=2c$ en μm	dl/dN en $\mu\text{m}/\text{cycle}$	ΔK Raju+Skelton en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	dc/dN en m/cycle
Essai à $\pm 750\text{MPa}$	73	8,52E-02	5,5	4,26E-08
	88	1,41E-02	6,1	7,03E-09
	95	1,33E-02	6,3	6,65E-09
	100	6,22E-03	6,5	3,11E-09
	109	1,52E-02	6,7	7,58E-09
	117	6,94E-03	7,0	3,47E-09
	123	4,61E-03	7,2	2,30E-09
	130	1,28E-02	7,4	6,42E-09
	137	2,53E-03	7,6	1,26E-09
	144	8,33E-03	7,8	4,17E-09
	159	4,38E-02	8,2	2,19E-08
	185	1,00E-02	8,8	5,00E-09
	212	9,95E-03	9,4	4,98E-09

Tableau 3 : Table des mesures de vitesses de propagation de petites fissures et des données de ΔK pour l'essai réalisé à $\sigma_{\text{max}}=750\text{MPa}$ avec $R\sigma=-1$ à 600°C .

	$l=2c$ en μm	dl/dN en $\mu\text{m}/\text{cycle}$	ΔK Raju+Skelton en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	da/dN en m/cycle
Essai à 0.9%	76,3	0,1	10,7	5,1E-08
	114,9	0,1	13,1	3,3E-08
	180,7	0,3	16,4	1,3E-07
	485,6	1,5	27,0	7,3E-07

Tableau 4 : Table des mesures de vitesses de propagation de petites fissures et des données de ΔK pour l'essai réalisé à 0.9% de déformation avec $R\varepsilon=0$ à 600°C .

	$l=2c$ en μm	dl/dN en $\mu\text{m}/\text{cycle}$	ΔK Raju+Skelton en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	da/dN en m/cycle
Essai à 1%	81,6	0,1	12,2	5,7E-08
	133,0	0,2	15,6	9,0E-08
	179,9	0,2	18,1	9,8E-08
	254,0	0,4	21,5	2,0E-07
	313,9	0,2	23,9	9,5E-08
	389,4	0,9	26,7	4,4E-07
	504,4	0,7	30,4	3,4E-07
	616,1	0,8	33,6	4,2E-07
	991,9	4,2	42,8	2,1E-06
	1443,8	13,8	51,9	6,9E-06

Tableau 5 : Table des mesures de vitesses de propagation de petites fissures et des données de ΔK pour l'essai réalisé à 1% de déformation avec $R\varepsilon=0$ à 600°C .

	$l=2c$ en μm	dl/dN en $\mu\text{m}/\text{cycle}$	ΔK Raju+Skelton en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	dc/dN en m/cycle
Essai à 1.1%	46	6,39E-02	11,3	3,19E-08
	47	3,83E-02	11,4	1,92E-08
	50	7,67E-02	11,7	3,83E-08
	56	7,67E-02	12,3	3,83E-08
	79	1,87E-01	14,7	9,35E-08
	145	4,82E-01	19,9	2,41E-07
	274	8,24E-01	27,4	4,12E-07
	447	3,60E+00	35,0	1,80E-06
	585	3,83E+00	40,1	1,92E-06
	715	6,59E+00	44,4	3,30E-06
	840	3,37E+00	48,2	1,69E-06
	932	3,99E+00	50,8	1,99E-06
	1047	5,21E+00	53,9	2,61E-06

Tableau 6 : Table des mesures de vitesses de propagation de petites fissures et des données de ΔK pour l'essai réalisé à 1.1% de déformation avec $R\epsilon=0$ à 600°C.

	$l=2c$ en μm	dl/dN en $\mu\text{m}/\text{cycle}$	ΔK Raju+Skelton en $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	dc/dN en m/cycle
Essai à 1.25%	72	4,40E-01	14,4	2,20E-07
	93	4,04E-01	16,3	2,02E-07
	113	3,61E-01	18,0	1,80E-07
	133	4,04E-01	19,5	2,02E-07
	151	3,48E-01	20,8	1,74E-07
	176	6,80E-01	22,4	3,40E-07
	211	6,23E-01	24,6	3,11E-07
	254	1,24E+00	27,0	6,18E-07
	300	8,28E-01	29,3	4,14E-07
	340	7,52E-01	31,2	3,76E-07

Tableau 7 : Table des mesures de vitesses de propagation de petites fissures et des données de ΔK pour l'essai réalisé à 1.25% de déformation avec $R\epsilon=0$ à 600°C.

II/ Interaction de fissures :

Pour le cas d'interaction de fissures, nous avons calculé les facteurs d'intensité des contraintes dans le cas de fissures 2D dans un milieu infini. Deux cas de figure ont été étudiés : deux fissures colinéaires et deux fissures superposées. La **figure 3** présente ces deux configurations :

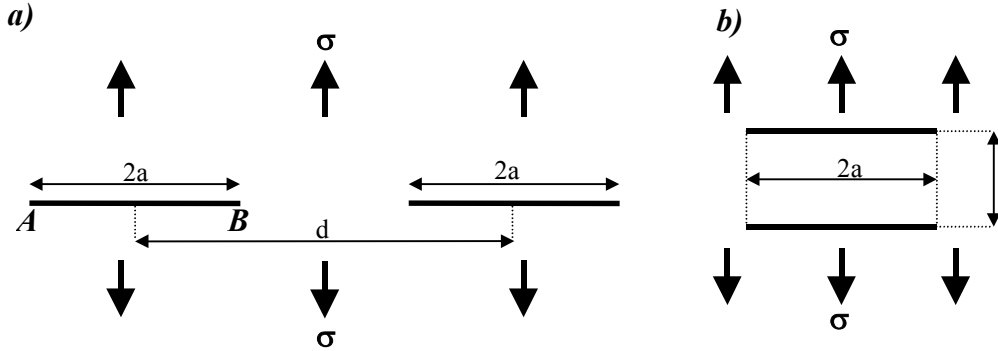


Figure 2 : Représentation schématique des différents paramètres géométriques utilisés dans le modèle proposé Y. Murakami [Murak] pour le cas de fissures 2D : a) cas de deux fissures colinéaires de même taille, b) cas de deux fissure superposées de même taille.

Pour le cas de deux fissures colinéaires 2D, l'expression du facteur d'intensité des contraintes exact est :

$$K_I = F_I \sigma \sqrt{\pi a}$$

$$F_{I,A} = \frac{d+2a}{4a} \left(\frac{d+2a}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \left[1 - \frac{E(k)}{K(k)} \right]$$

$$F_{I,B} = \frac{d-2a}{4a} \left(\frac{d-2a}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{d+2a}{d-2a} \right)^2 \frac{E(k)}{K(k)} - 1 \right]$$

avec

$$k = \left[1 - \left(\frac{d-2a}{d+2a} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

où

$$K(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} (1 - k^2 \sin^2 \theta)^{-\frac{1}{2}} d\theta \quad \text{et} \quad E(k) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} (1 - k^2 \sin^2 \theta)^{\frac{1}{2}} d\theta$$

Il peut être estimé à 0.5% près à partir des polynômes suivants :

$$F_{I,A} = (1 - 0.0037\lambda + 0.1613\lambda^2 - 0.1628\lambda^3 + 0.1560\lambda^4)$$

$$F_{I,B} = (1 - 0.0426\lambda + 0.5461\lambda^2 - 1.1654\lambda^3 + 1.2368\lambda^4)$$

avec

$$\lambda = \frac{2a}{d} \quad \text{pour} \quad 0 \leq \lambda \leq 0.8$$

Les **tableaux 8** et **9** présentent respectivement les résultats obtenus pour la fissures de gauche et celle de droite.

$a_{1\text{moy}}$ en m	Da/dN_A en m/cycle	Da/dN_B en m/cycle	ΔK_A en $\text{MPa.m}^{0.5}$	ΔK_B en $\text{MPa.m}^{0.5}$
0,000125	8,0E-08	3,8E-08	15,0	15,1
0,000141	4,9E-08	5,6E-08	15,9	16,0
0,000153	6,0E-08	3,3E-08	16,6	16,7
0,000162	2,4E-08	5,3E-08	17,1	17,2
0,000176	1,8E-07	1,1E-07	17,9	18,0
0,000195	8,9E-08	1,2E-07	18,9	19,0
0,000214	9,1E-08	1,2E-07	19,8	20,1
0,000231	1,0E-07	7,8E-08	20,7	21,0
0,000260	2,8E-07	3,3E-07	22,1	22,6
0,000298	2,3E-07	2,0E-07	23,9	24,7
0,000335	2,1E-07	2,9E-07	25,5	26,9
0,000366	6,3E-07	5,2E-07	27,0	29,3
0,000387	3,5E-07	4,2E-07	28,0	30,9
0,000424	1,1E-06	1,1E-06	29,8	34,5
0,000478	9,9E-07	1,1E-06	32,7	41,7

Tableau 8 : Table des mesures de longueurs et vitesses de propagation de fissures ainsi que des valeurs de ΔK calculées, pour la fissure gauche de l'essai de coalescence, réalisé à $\sigma_{\text{max}}=750$ MPa avec $R\sigma=-1$ à 600°C .

$a_{2\text{moy}}$ en m	Da/dN_B en m/cycle	Da/dN_A en m/cycle	ΔK_B en $\text{MPa.m}^{0.5}$	ΔK_A en $\text{MPa.m}^{0.5}$
0,000109	1,7E-08	1,0E-11	14,0	14,0
0,000117	3,8E-08	5,7E-08	14,5	14,6
0,000129	5,9E-08	4,3E-08	15,3	15,4
0,000139	4,1E-08	6,4E-08	15,9	16,0
0,000148	1,2E-08	7,4E-08	16,4	16,5
0,000157	7,9E-08	7,2E-08	16,9	17,1
0,000172	9,2E-08	9,4E-08	17,8	18,0
0,000190	1,2E-07	1,2E-07	18,8	19,1
0,000208	1,5E-07	9,1E-08	19,7	20,2
0,000228	1,4E-07	1,5E-07	20,9	21,6
0,000250	1,7E-07	1,3E-07	22,1	23,3
0,000270	3,2E-07	4,8E-07	23,2	25,2
0,000284	2,5E-07	2,2E-07	24,0	26,5
0,000308	7,3E-07	6,9E-07	25,4	29,4
0,000347	9,8E-07	7,4E-07	27,8	35,5

Tableau 9 : Table des mesures de longueurs et vitesses de propagation de fissures ainsi que des valeurs de ΔK calculées, pour la fissure droite de l'essai de coalescence, réalisé à $\sigma_{\text{max}}=750$ MPa avec $R\sigma=-1$ à 600°C .

Pour le cas de deux fissures parallèles 2D, l'expression du facteur d'intensité des contraintes peut être estimé à 5% près à partir des polynômes suivants :

$$F_I = 1 - 0.0007\lambda - 0.4130\lambda^2 + 0.2687\lambda^3$$

avec

$$\lambda = \frac{2a}{d} \quad \text{pour} \quad 0 \leq \lambda \leq 0.8$$

Les **tableaux 10** et **11** présentent respectivement les résultats obtenus pour la fissure dessus et celle du dessous.

$a_{2\text{ moy}}$ en m	Da/dN en m/cycle	ΔK en $\text{MPa.m}^{0.5}$
0,000037	8,3E-09	8,1
0,000038	4,9E-09	8,2
0,000040	1,5E-09	8,4
0,000042	2,0E-09	8,6
0,000043	8,8E-10	8,7
0,000044	9,7E-10	8,8
0,000044	3,3E-10	8,8
0,000045	1,1E-08	8,9
0,000046	-3,4E-10	9,0
0,000046	1,0E-09	9,0
0,000046	3,9E-10	9,0
0,000047	7,0E-09	9,1
0,000049	5,3E-09	9,3

Tableau 10 : Table des mesures de longueurs et vitesses de propagation de fissures ainsi que des valeurs de ΔK calculées, pour la fissure du dessus de l'essai avec fissures superposées, réalisé à $\sigma_{\text{max}}=750$ MPa avec $R\sigma=-1$ à 600°C .

$a_{2\text{ moy}}$ en m	Da/dN en m/cycle	ΔK en $\text{MPa.m}^{0.5}$
0,000035	7,0E-09	7,8
0,000037	9,9E-09	8,0
0,000038	1,5E-09	8,2
0,000040	2,0E-09	8,4
0,000042	1,6E-09	8,6
0,000044	2,3E-09	8,8
0,000045	5,6E-09	8,9
0,000046	1,7E-09	9,0
0,000046	7,2E-10	9,0
0,000046	-5,0E-10	9,1
0,000046	-2,1E-11	9,0
0,000047	1,7E-09	9,1
0,000047	1,8E-09	9,1

Tableau 11 : Table des mesures de longueurs et vitesses de propagation de fissures ainsi que des valeurs de ΔK calculées, pour la fissure du dessous de l'essai avec fissures superposées, réalisé à $\sigma_{\text{max}}=750$ MPa avec $R\sigma=-1$ à 600°C .

ANNEXE 10 : LOIS DE COMPORTEMENT

Les calculs par éléments finis réalisés dans le cadre de cette étude ont fait appel à deux lois de comportement élasto-visco-plastiques. La première loi a été identifiée sur l'alliage 718 TR à 650°C, dans le cadre d'une étude précédente réalisée par Ponnelle **[Pon01]**. Il s'agit d'une loi de type Chaboche qui est décrite par la suite. Elle comporte en plus des termes d'élasticité :

- ❑ un écrouissage isotrope ;
- ❑ deux écrouissages cinématiques non linéaires sans seuils ;
- ❑ un terme de viscosité de type Norton ;

Une deuxième loi de comportement de type Chaboche a été identifiée dans le cadre du projet FAMICRO sur l'alliage 718DA. Son identification a été réalisée à partir d'essais menés à 600°C sur des éprouvettes prélevées dans un disque de turbine similaire à celui de la présente étude. Elle comporte, en plus des termes d'élasticité :

- ❑ un écrouissage isotrope double ;
- ❑ un écrouissage cinématique non linéaire sans seuil ;
- ❑ deux écrouissages cinématiques non linéaires avec seuils ;
- ❑ un terme de viscosité de type Norton ;

L'écrouissage isotrope

L'écrouissage isotrope correspond à une dilatation du domaine d'élasticité. Le domaine de plasticité reste centré sur sa position initiale de contrainte déformation. La **figure 1** présente schématiquement le cas d'un écrouissage isotrope linéaire, dans le cas d'une sollicitation uniaxiale en traction compression ainsi que la généralisation au cas 3D.

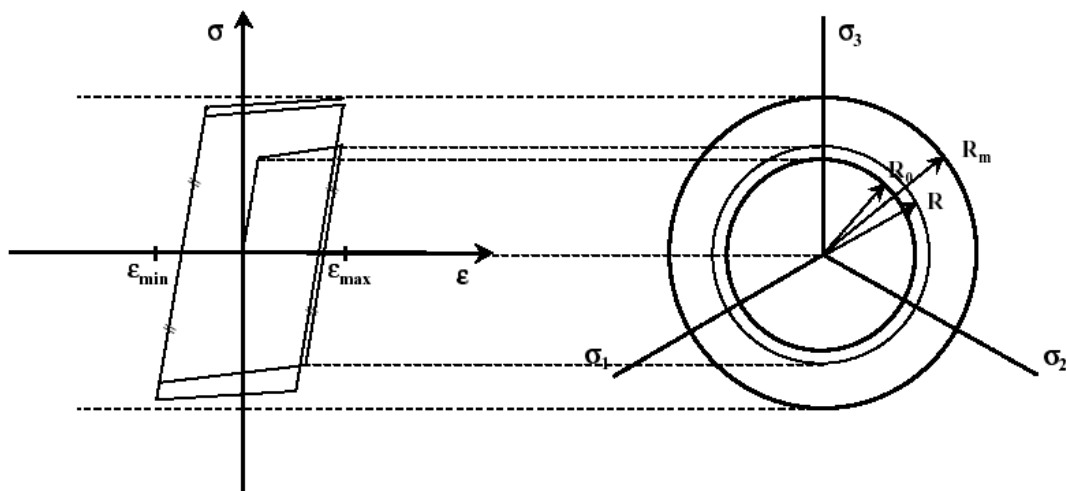


Figure 1: Représentation schématique de l'écrouissage isotrope linéaire.

Cet écrouissage est défini par un scalaire, R dont la valeur dépend de la déformation plastique cumulée. Sa valeur est donnée par l'expression suivante :

$$R(p) = R_0 + Q(1 - e^{-bp})$$

avec

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p(\tau) : \dot{\varepsilon}_p(\tau)} d\tau$$

La limite d'élasticité initiale (pour $p=0$) est R_0 ; elle atteint la valeur à saturation de R_0+Q lorsque $p \rightarrow \infty$. Le paramètre b pilote la vitesse de saturation de l'écrouissage.

Un écrouissage simple comporte donc 3 paramètres R_0 , Q et b . Pour un écrouissage double, l'expression de R est la suivante :

$$R(p) = R_0 + Q_1(1 - e^{-b_1 p}) + Q_2(1 - e^{-b_2 p})$$

Dans ce cas, la valeur à saturation est $R_0+Q_1+Q_2$. pour un écrouissage isotrope double, 5 paramètres sont à identifier (R_0 , Q_1 , b_1 , Q_2 et b_2).

Cet écrouissage permet de traduire, dans le cas de l'alliage 718, l'adoucissement cyclique. Pour permettre cette diminution de la limite d'élasticité par cumul de plasticité, les valeurs de Q sont donc négatives. Dans le cas de l'écrouissage isotrope double, un des écrouissages présente une vitesse de saturation importante et une faible valeur à saturation, Q . Le second présente une vitesse de saturation plus faible et une valeur à saturation plus importante.

L'écrouissage cinématique :

L'écrouissage cinématique n'est pas une extension du domaine d'élasticité mais seulement une translation de son centre. La **figure 2** présente schématiquement ce type d'écrouissage.

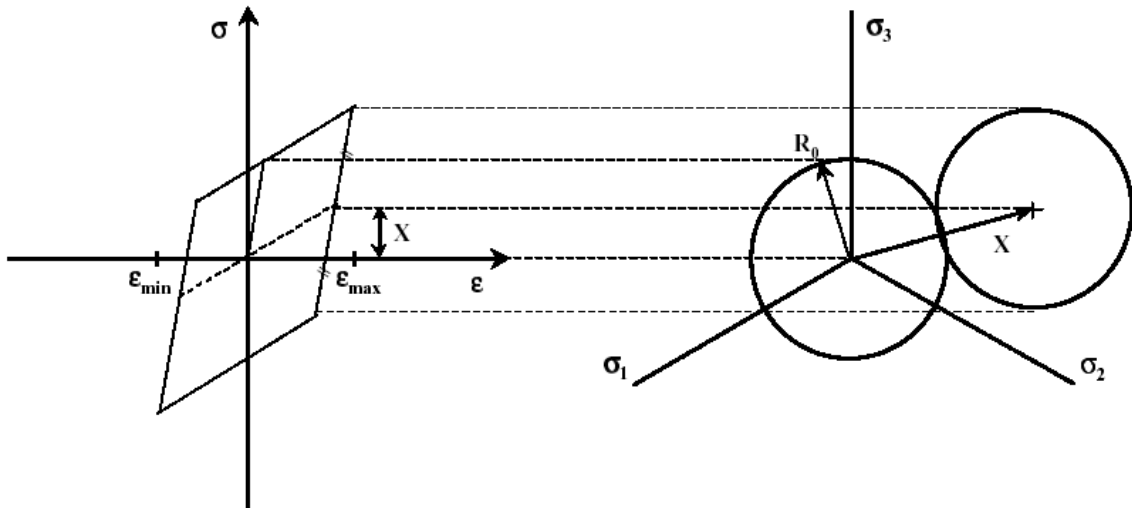


Figure 2: Représentation schématique de l'écrouissage cinématique linéaire.

Il est défini par un tenseur X décrivant la translation du centre de la surface de charge. L'expression générale de X utilisée, dans un cas uniaxial, est la suivante :

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C \cdot \dot{\varepsilon}_p - D(p) \cdot \dot{p} \cdot X$$

où C est une constante, $\dot{\varepsilon}_p$ la vitesse de déformation plastique, \dot{p} la vitesse de déformation plastique cumulée. Le paramètre D(p) est défini par l'expression suivante:

$$D(p) = D_s + (D_0 - D_s) e^{-\beta p}$$

Pour une loi d'écrouissage cinématique sans seuil, D(p) est une constante. Il est alors décrit par deux paramètres C et D. La valeur asymptotique atteinte correspond au rapport C/D. Pour un écrouissage cinématique avec seuil, quatre paramètres sont à définir, C, D_s, D₀ et β. Lorsque plusieurs écrouissages cinématiques sont utilisés, l'écrouissage cinématique global est défini comme la somme des écrouissages :

$$\dot{X} = \sum_{i=1}^n \dot{X}_i \text{ avec } \dot{X}_i = \frac{2}{3} C_i \cdot \dot{\varepsilon}_p - D_i(p) \cdot \dot{p} \cdot X_i$$

La première loi de comportement utilisée présente deux écrouissages cinématiques sans seuil (4 paramètres). Le premier permet de décrire le domaine des faibles déformations, le second prend le relais pour les niveaux de déformation plus importants. La seconde comporte deux écrouissages cinématiques avec seuils et un sans seuil elle nécessite 10 paramètres. Les seuils sont utilisés pour cette seconde loi pour rendre compte de la non relaxation de la contrainte moyenne observée pour les faibles déformations plastiques.

Viscosité :

La viscosité du matériau utilisée dans les deux lois est décrite par une loi de Norton. Son expression est la suivante :

$$\dot{P} = \left\langle \frac{f}{k} \right\rangle^n$$

où f est la limite de la surface de charge, n et k les paramètres à identifier.

La loi de comportement est de la forme suivante :

$$\dot{\varepsilon}_p = \left\langle \frac{|\sigma - X| - R}{k} \right\rangle^n \cdot \text{signe}(\sigma - X)$$

La première loi identifiée pour l'alliage 718 TR à 650°C comporte donc 11 paramètres : R₀, b, Q, C₁, D₁, C₂, D₂, n, k, E et v.

La seconde loi identifiée pour l'alliage 718 DA à 600°C comporte, quant à elle, 19 paramètres : R₀, b₁, Q₁, b₂, Q₂, C₁, D₁, C₂, D_{0_2}, β₂, D_{s_2}, C₃, D_{0_3}, D_{s_3}, β₃, n, k, E et v.

Pour des raisons de confidentialité, nous ne pouvons pas donner, ici, les valeurs de ces coefficients.

Comportement expérimental et simulé :

Les lois de comportement utilisées dans le chapitre de discussion ont, par ailleurs, permis de simuler les boucles de fatigue pour différentes conditions de sollicitation. Nous avons ainsi pu confronter les boucles de fatigue simulées à l'aide de la loi de comportement identifiée sur

l'alliage 718 DA à 600°C à nos mesures expérimentales. On constate tout d'abord, pour une sollicitation en $R\epsilon=-1$ (c. f. **figure 3**), des niveaux de contrainte plus faibles pour les boucles simulées. L'amplitude de déformation plastique est naturellement plus faible sur les boucles expérimentales. Cet effet peut être associé, dans une certaine mesure, aux effets d'hétérogénéité de comportement mécanique. Les zones de prélèvement des éprouvettes utilisées pour identifier la loi de comportement sont sans doute différentes de celles de nos mesures expérimentales.

Par ailleurs, la **figure 4** met en évidence l'incapacité de la loi de comportement DA à rendre compte de la vitesse de relaxation de la contrainte moyenne et cela, malgré l'utilisation de deux écrouissages cinématiques avec seuil. Comme dans le cas précédent, on constate des niveaux de contrainte plus importants sur les boucles expérimentales.

Les **figures 5 à 7** présentent la confrontation des deux lois de comportement utilisées. L'amplitude de contrainte simulée pour l'alliage 718 DA est supérieure à celle obtenue pour l'alliage TR. L'amplitude de déformation plastique est donc toujours plus faible pour l'alliage DA. On remarque sur la **figure 5** une relaxation importante des contraintes, pour l'alliage TR, pendant le temps de maintien. Ce phénomène était attendu, compte tenu de la température plus élevée à laquelle la loi de comportement de l'alliage TR a été identifiée.

La **figure 6** présente les courbes sans temps de maintien avec $R\epsilon=0$. Des comportements assez similaires pour l'alliage 718 DA et TR sont observés. Pourtant la loi de comportement de l'alliage TR a été identifiée à 650°C et seulement 600°C pour l'alliage DA. Les écarts mesurés entre les courbes expérimentales et simulées ne sont donc pas uniquement associés aux variations de comportement. On peut donc s'interroger sur la validité de la loi identifiée sur l'alliage 718 DA.

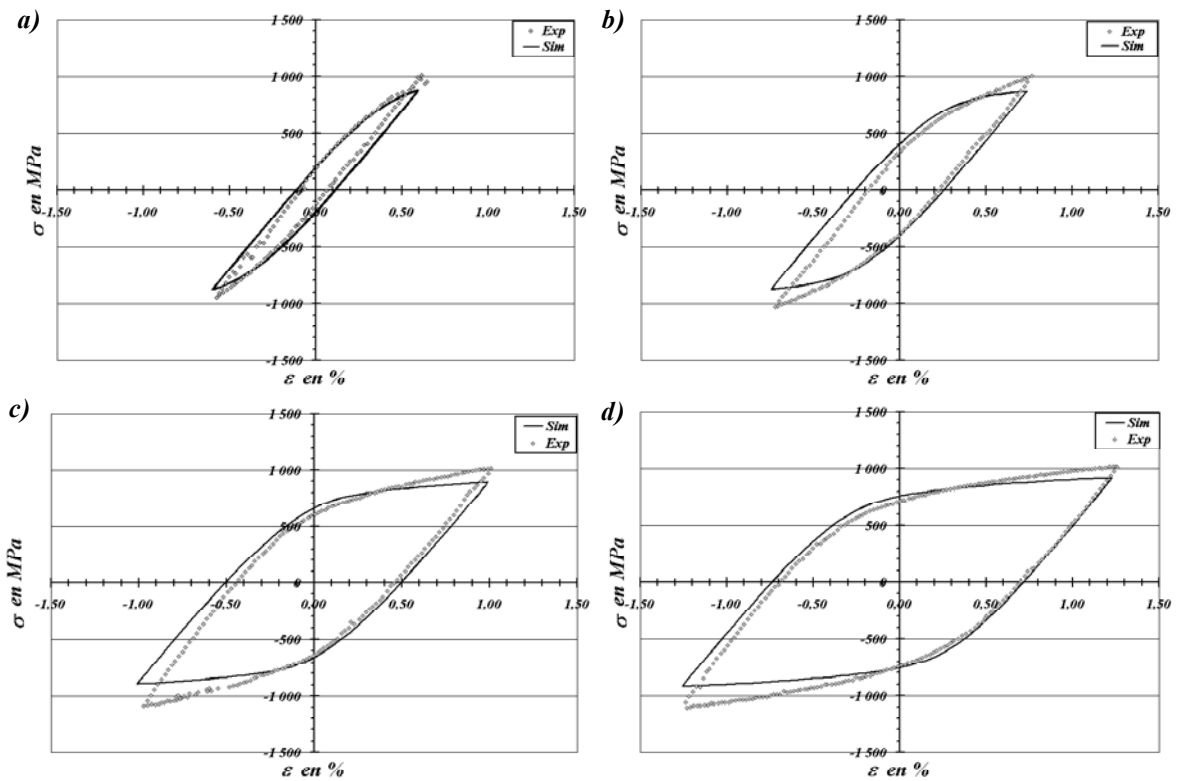


Figure 3: Présentation des boucles de fatigue simulées (loi de comportement DA) et expérimentales à 600°C, $N=40$, $R_\varepsilon = -1$ pour une vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$ a) $\varepsilon_{max} = 0.6\%$; b) $\varepsilon_{max} = 0.75\%$; c) $\varepsilon_{max} = 1\%$; d) $\varepsilon_{max} = 1.25\%$

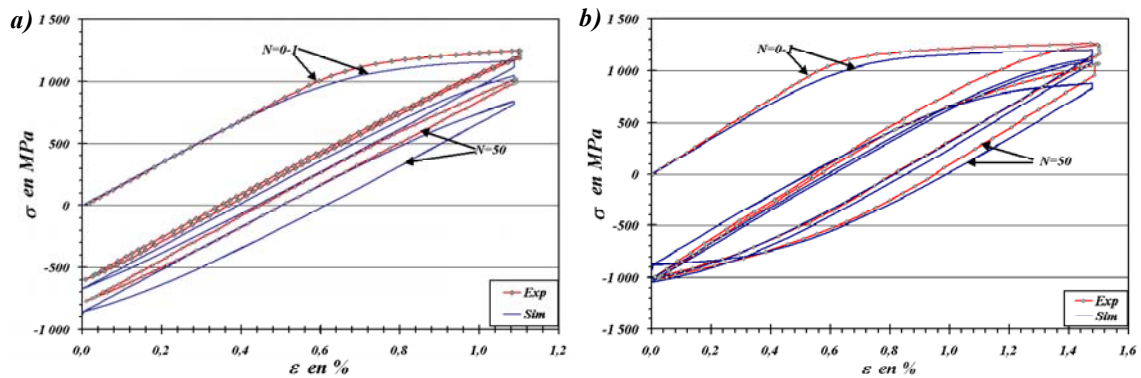


Figure 4: Présentation des boucles de fatigue simulées (loi de comportement DA) et expérimentales à 600°C pour des cycles 10-90-10 avec $R_\varepsilon = 0$ et a) $\varepsilon_{max} = 1.1\%$; b) $\varepsilon_{max} = 1.5\%$.

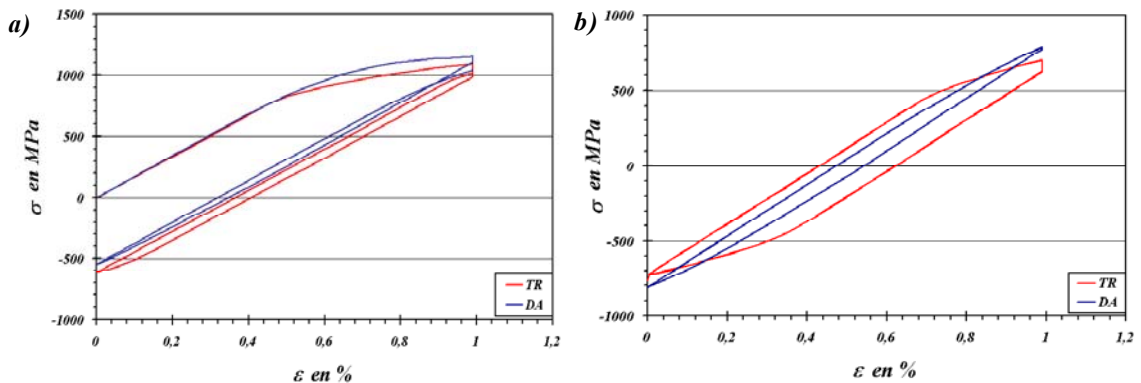


Figure 5 : Présentation des boucles de fatigue simulées à l'aide des lois de comportement identifiées sur l'alliage DA à 600°C et TR à 650°C pour des cycles 10-90-10 avec $R_\varepsilon = 0$, $\varepsilon_{max} = 1\%$ a) $N=1-2$; b)

$N=50$.

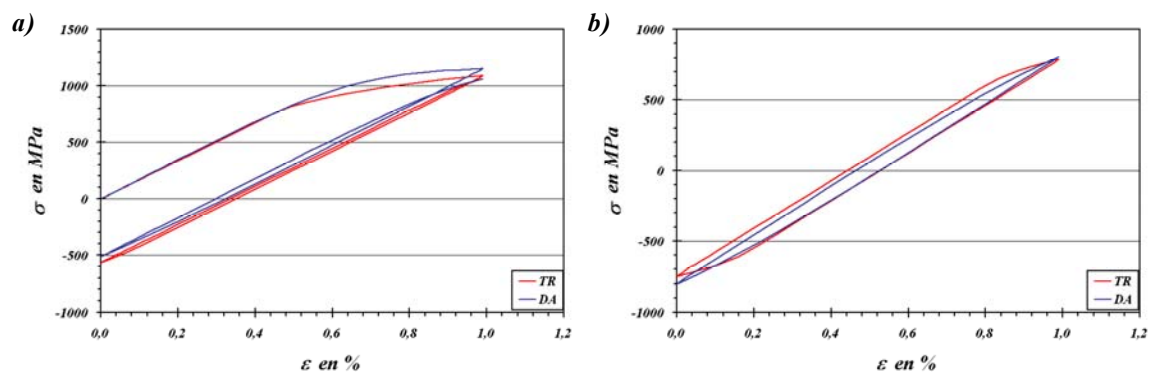


Figure 6 : Présentation des boucles de fatigue simulées à l'aide des lois de comportement identifiées sur l'alliage DA à 600°C et TR à 650°C pour des cycles 10-10 avec $R\varepsilon = 0$, $\varepsilon_{\max} = 1\%$ a) $N=1-2$; b) $N=50$.

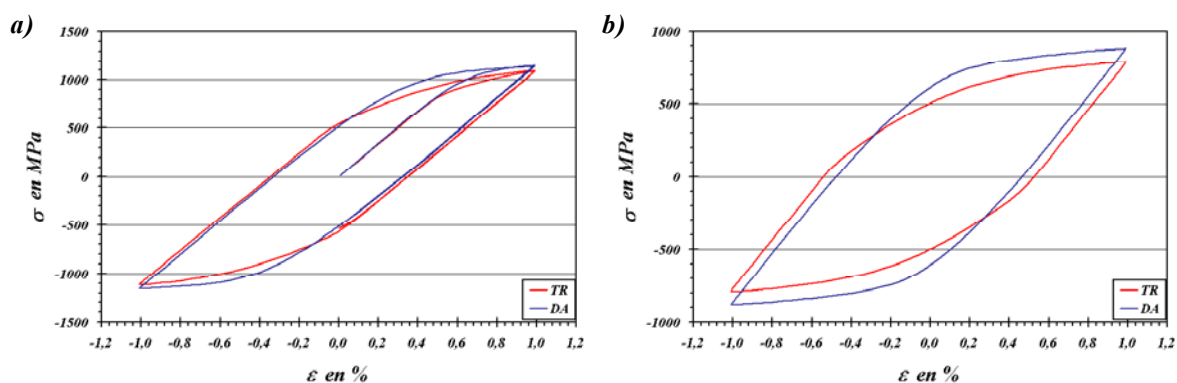


Figure 7 : Présentation des boucles de fatigue simulées à l'aide des lois de comportement identifiées sur l'alliage DA à 600°C et TR à 650°C pour des cycles 20-20 avec $R\varepsilon = -1$, $\varepsilon_{\max} = 1\%$ a) $N=1-2$; b) $N=50$.

RESUME

Ces dernières années les développements des traitements thermomécaniques ont conduit à l'utilisation de l'alliage 718 à l'état DA (Direct Aged). Cette optimisation de l'alliage conduit de façon générale à une augmentation de la durée de vie en fatigue mais aussi de sa dispersion. L'objectif de cette étude est d'une part la compréhension des mécanismes d'amorçage en fatigue et d'autre part la modélisation de la durée de vie et de sa dispersion.

Dans un premier temps une étude expérimentale des sites d'amorçage de fissures de fatigue a permis d'identifier les particules comme principale source d'amorçage pour l'alliage à grains fins. Des essais de traction interrompus ont par ailleurs montré que leur fissuration se produit lors du premier quart de cycle en fatigue. Des essais de comportement en fatigue ont ensuite été réalisés pour différentes tailles de grain. Enfin, des mesures directes de propagation de petites fissures en fatigue oligocyclique amorcées sur des micro-défauts d'électroérosion ont été réalisées à l'aide d'un microscope à grande distance focale. Cette technique a permis d'observer l'interaction de micro-fissures.

Un modèle de durée de vie en fatigue est proposé. Il est basé sur la compétition entre trois mécanismes d'amorçage : l'amorçage sur particules surfaciques, internes et en stade I. L'amorçage sur particules est considéré instantané au passage d'une contrainte seuil. Le nombre de cycles à l'amorçage en stade I est déterminé à l'aide du modèle de Tanaka et Mura. Le modèle de propagation utilisé est celui de Tomkins, identifié à partir des mesures expérimentales de propagation de petites fissures. Le modèle proposé comporte trois niveaux : déterministe, probabiliste et probabiliste avec prise en compte des phénomènes de coalescence de petites fissures.

MOTS CLEFS :

Amorçage de fissures, fatigue, propagation de petites fissures, fatigue oligocyclique, haute température, superalliage base nickel, Inconel 718

SUMMARY

Thermomechanical treatments have been recently developed to produce Inconel 718DA (Direct Aged). This alloy optimisation leads to an increase of the fatigue life but also the scatter. The aim of this study is on the one hand the understanding of the fatigue crack initiation mechanisms and on the other hand the modelling of the fatigue life and the scatter.

An experimental study showed that the fatigue cracks were initiated from carbide particles in fine grain alloy. Interrupted tensile tests show that the particles cracking occurred at the first quarter of the fatigue cycle. Fatigue behaviour tests were also performed on various grain size 718 alloys. The last experimental part was devoted to measurements of the low cycle fatigue crack growth rates using a high focal distance microscope. For these tests, EDM micro-defects were used for the fatigue crack initiation sites. This method was also used to observe the small fatigue crack coalescence.

A fatigue life model is proposed. It is based on the three fatigue crack initiation mechanisms competition : particle crack initiation on the surface, internal particle crack initiation and Stage I crack initiation. The particle fatigue crack initiation is supposed instantaneous at a critical stress level. The Tanaka and Mura model is used for analysing the Stage I crack initiation number of cycles. The fatigue crack growth rate was analysed using the Tomkins model identified on the small fatigue crack growth rate measurements. The proposed fatigue life model decomposed in three levels: a deterministic one and two probabilistic with and without crack coalescence.

KEYWORDS:

Crack initiation, fatigue, small fatigue crack growth rate, low cycles fatigue, high temperature, nickel based superalloy, Inconel 718